

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

ALAN HENRIQUE SAUBERLICH KUCHANOVICZ

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrWC  
(STELLITE #6) DEPOSITADOS POR PTA SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR  
GGG40

CURITIBA

2017

ALAN HENRIQUE SAUBERLICH KUCHANOVICZ

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrWC  
(STELLITE #6) DEPOSITADOS POR PTA SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR  
GGG40

Dissertação apresentada como  
requisito parcial à obtenção do grau de  
Mestre em Engenharia Mecânica, no  
curso de mestrado em Engenharia  
Mecânica da Universidade Federal do  
Paraná, Setor de Tecnologia, na área  
de concentração Manufatura

Orientador: Prof. Dr. Adriano Scheid  
Coorientadora: Prof. Dra. Karin Graf

CURITIBA  
2017

Catálogo na Fonte: Sistema de Bibliotecas, UFPR  
Biblioteca de Ciência e Tecnologia

---

K95m      Kuchanovicz, Alan Henrique Sauberlich  
Microestrutura e propriedades de revestimentos de liga CoCrWC (Stellite #6) depositados por PTA sobre ferro fundido nodular GGG40 / Alan Henrique Sauberlich Kuchanovicz. – Curitiba, 2017.  
92 f. : il. color. ; 30 cm.

Dissertação - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2017.

Orientador: Adriano Scheid – Coorientador: Karin Graf.  
Bibliografia: p. 89-92.

1. Soldagem a arco com plasma. 2. Plasma de alta temperatura. 3. Cobalto. 4. Ferro fundido. 5. Aço-carbono. I. Universidade Federal do Paraná. II. Scheid, Adriano. III. Graf, Karin. IV. Título.

CDD: 671.5212

---

Bibliotecário: Elias Barbosa da Silva CRB-9/1894



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ  
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO  
Setor TECNOLOGIA  
Programa de Pós Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA  
Código CAPES: 40001016040P5

### TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de **ALAN HENRIQUE SAUBERLICH KUCHANOVICZ**, intitulada: **"MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DE REVESTIMENTOS DE LIGA CoCrWC (STELLITE #6) DEPOSITADOS POR PTA SOBRE FERRO FUNDIDO NODULAR GGG40"**, após terem inquirido o aluno e realizado a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua Aprovação no rito de defesa. A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

Curitiba, 29 de Agosto de 2017.

ADRIANO SCHEID  
Presidente da Banca Examinadora (UFPR)

PAULO CESAR BORGES  
Avaliador Externo (UFPR)

CARLOS EDUARDO FORTIS KWIETNIEWSKI  
Avaliador Externo (UFRGS)

Aos meus pais, Rosely e João Pedro.

Ao meu querido irmão, Luan Pedro.

## **AGRADECIMENTOS**

Em primeiro lugar, agradeço a Deus, pela bênção da vida e por me permitir a oportunidade desta jornada, dando-me coragem, perseverança, saúde e, principalmente, colocando ao meu lado, pessoas especiais como as da família maravilhosa que tenho.

Aos meus pais João Pedro e Rosely que, com seu amor incondicional, me compreenderam e me apoiaram nos momentos mais difíceis, fazendo o possível para a realização deste sonho. Ao meu irmão Luan Pedro, pelo suporte do dia a dia, pela generosidade de sua preciosa dedicação em apoio ao desenvolvimento das atividades requeridas neste trabalho. À minha querida Iolanda, companheira amorosa e incansável. Sem ela, a jornada não seria a mesma.

Agradeço especialmente ao prezado Professor Adriano Scheid que, generosamente me aceitou em sua orientação e, de forma impecável, dedicada, paciente e profissional, me supervisionou, auxiliou e repassou seu conhecimento durante o curso, entendendo minhas dificuldades e, principalmente, acreditando em mim. À professora Karin Graf, pelo apoio e incentivo em sua coorientação.

Agradeço a todos os meus colegas e amigos da Universidade Federal do Paraná que me apoiaram. Ao Departamento de Física, na qual despenderam várias horas para realização das difrações de raios X e ao Centro de Microscopia Eletrônica da UFPR.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PG-MEC) da Universidade Federal do Paraná por propiciar as condições necessárias para o desenvolvimento deste trabalho. Em especial ao secretário do Programa Sr. Márcio Brandani Tenório por estar sempre pronto a ajudar e orientar nas questões burocráticas.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela concessão da bolsa durante todo o período de realização deste Mestrado.

"E você aprende que realmente pode suportar que realmente é forte, e que pode ir muito mais longe depois de pensar que não se pode mais. E que realmente a vida tem valor e que você tem valor diante da vida! Nossas dúvidas são traidoras e nos fazem perder o bem que poderíamos conquistar se não fosse o medo de tentar. "O Menestrel" - William Shakespeare - 1564 -1616.

## RESUMO

A proteção de componentes que operam em condições agressivas e que envolvem desgaste e corrosão em diversos meios a elevadas temperaturas é amplamente realizada através da utilização de revestimentos utilizando superligas de Cobalto. Diante das técnicas de processamento existentes, um desempenho promissor tem sido associado aos revestimentos obtidos por Plasma com Arco Transferido (PTA). O sistema de ligas CoCrWC, da família *Stellite*, ainda apresenta desafios no processamento, devido à formação de diferentes frações de carbonetos (fase endurecedora), durante o processamento. As maiores taxas de resfriamento, acompanhadas da variação da diluição, requerem estudo contínuo para cada sistema liga-substrato selecionado, uma vez que induzem modificações na microestrutura formada e, conseqüentemente, nas propriedades dos revestimentos. O objetivo deste trabalho foi avaliar cordões únicos da liga *Stellite* #6 processados por PTA sobre um substrato de Ferro Fundido Nodular GGG40 para quatro diferentes níveis de corrente de deposição de 120, 150, 180 e 200 A. Em seguida foram produzidas áreas utilizando sobreposição de 25 % e corrente de 200 A. A caracterização dos revestimentos foi realizada por microscopia ótica e eletrônica de varredura, difração de raios X e análise de imagens (*Software Image J®*). As propriedades mecânicas foram avaliadas a partir de dureza *Rockwell C* e de ensaios de desgaste tipo pino sobre disco. Uma maior quantidade de carbonetos interdendríticos foi observada na microestrutura dos revestimentos à medida que a corrente de deposição aumentou. Estas alterações estão relacionadas à alteração da composição química da liga estudada a partir do acréscimo de Carbono, Ferro e Silício oriundos do substrato. Adicionalmente e, contrariando a tendência normal observada para o processamento sobre aços, observou-se que o aumento da diluição induz a um aumento da dureza e a uma redução no coeficiente de perda de massa em desgaste. A produção de uma área revestida com baixo grau de sobreposição (25 %) mostrou elevada diluição, resultando assim, um revestimento de maior dureza e resistência ao desgaste.

Palavras-Chave: Liga de Cobalto. Revestimentos. Microestrutura. Dureza. Substrato com elevado Teor de Carbono.



## ABSTRACT

The protection of components operating under aggressive conditions involving wear and corrosion in various media at elevated temperatures is largely accomplished by the use of Cobalt superalloys coatings. Given the existing processing techniques, a promising performance has been associated with coatings obtained by Plasma Transferred Arc (PTA). The CoCrWC alloy system, from the Stellite family, still presents challenges in the processing due to the formation of different carbide fractions (hardening phase) during processing. The higher cooling rates, coupled with the dilution variation, require continuous study for each selected system of substrate-coating, since they induce modifications in the formed in the microstructure and, consequently, in properties of the coatings. The objective of this work was to evaluate single beads of the Stellite # 6 alloy processed by PTA on a ductile cast Iron GGG40 substrate for four different deposition current levels of spherical 120, 150, 180 and 200 A. Subsequently, areas with 25 % overlap at current of 200 A were processed. The characterization of the coatings was performed by optical and scanning electron microscopy, X-ray diffraction and image analysis (Software Image J<sup>TM</sup>). The mechanical properties were evaluated from Rockwell C hardness and pin-on-disk wear tests. A greater amount of interdendritic carbides was observed in the microstructure of the coatings as the deposition current increased. These changes are related with the changing on the chemical composition of the alloy studied from the addition of Carbon, Iron and Silicon from the substrate. In addition, and contrary to the normal tendency observed for the processing on steels, it was observed that the increase of the dilution induces an increase of the hardness and a reduction in the wear mass loss coefficient. The production of coated areas with the low degree of overlap (25 %) showed high dilution, resulting in higher hardness and wear resistance for CoCrWC alloy coatings.

Keywords: Cobalt Alloy. Coatings. Microstructure. Hardness. High-Carbon Content Substrate.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1- EVOLUÇÃO DA RESISTENCIA À FLUENCIA DAS SUPERLIGAS AO LONGO DE 60 ANOS, DESDE O SEU SURGIMENTO NA DÉCADA DE 1940 .....	24
FIGURA 2- RELAÇÃO ENTRE TEMPERATURA, RESISTÊNCIA À CORROSÃO E À FLUÊNCIA DE DIFERENTES FAMÍLIAS DE METAIS.....	25
FIGURA 3 - A EXPANSÃO LINEAR DO COBALTO A PARTIR DE 30° C .....	26
FIGURA 4 – COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA PARA REVESTIMENTO COM LIGA COCRWC .....	29
FIGURA 5 - ESTRUTURA FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO .....	30
FIGURA 6 - COMPARAÇÃO DO ELETRODO NOS PROCESSO PTA E PAW.....	32
FIGURA 7 - DISTÂNCIA BICO–PEÇA (DBP) E RECUO DO ELETRODO (RC).....	33
FIGURA 8 - DILUIÇÃO VERSUS CORRENTE DE SOLDAGEM EM DIFERENTES VAZÕES DE PÓ E DE GÁS DE PLASMA .....	36
FIGURA 9 - FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL ADOTADO.....	37
FIGURA 10 - EQUIPAMENTO DE PTA STARWELD MICROSTAR .....	39
FIGURA 11 – REVESTIMENTO REALIZADO : A: 120 A; B: 150 A; C: 180 A; D:200 A; SOBREPOSIÇÕES DOS CORDÕES: E: 25 % ; 200 A.....	41
FIGURA 12 - ESQUEMA MOSTRANDO A SEPARAÇÃO DOS CORDÕES DE REVESTIMENTO .....	42
FIGURA 13 - ESQUEMA MOSTRANDO A RETIRADA DAS EXTREMIDADES DOS CORDÕES DE REVESTIMENTO (DESCARTE) .....	43
FIGURA 14 - EQUIPAMENTO DE EMBUTIMENTO UTILIZADO .....	44
FIGURA 15 - FOTOGRAFIA MOSTRANDO A POLITRIZ UTILIZADA NA PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA.....	44
FIGURA 16 - GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA .....	45
FIGURA 17 - ESQUEMA DOS PARÂMETROS AVALIADOS NA GEOMETRIA DOS CORDÕES ÚNICOS .....	45
FIGURA 18 - ESQUEMA ÁREA MEDIDA PELO EDS PARA CALCULAR O TEOR DE FERRO.....	46
FIGURA 19 - ESQUEMA DESTACANDO A DIFERENÇA PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO EM CORDÕES ÚNICOS E MÚLTIPLOS CORDÕES.....	47

FIGURA 20 - REPRESENTAÇÃO DAS ÁREAS UTILIZADAS PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO MULTIPASSES .....	48
FIGURA 21 - REPRESENTAÇÃO DA MÁSCARA OBTIDA A PARTIR DO CORDÃO DE PASSE ÚNICO (200 A), UTILIZADO NO CÁLCULO DA DILUIÇÃO.....	49
FIGURA 22 - IMAGEM REPRESENTATIVA DAS MÁSCARAS APLICADAS E DA DIVISÃO DE ÁREAS PARA REFERENCIAL DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO PARA SOBREPOSIÇÃO DE 25 %.....	49
FIGURA 23 - IMAGEM TÍPICA MOSTRANDO A MICROESTRUTURA SEM TRATAMENTO (A) E COM TRATAMENTO DE IMAGENS USANDO O SOFTWARE IMAGE J® (B).....	51
FIGURA 24 - ESQUEMA MOSTRANDO AS REGIÕES CENTRAIS DE CADA CORDÃO QUE FORAM SUBMETIDAS AO TESTE DE DUREZA .....	52
FIGURA 25 – PINOS RETIRADOS POR ELETROEROSAO.....	52
FIGURA 26 - SEQUÊNCIA DO ENSAIO DE DESGASTE TIPO PINO SOBRE DISCO	53
FIGURA 27 - ASPECTO MACROGRÁFICO DOS CORDÕES ÚNICOS.....	54
FIGURA 28 - RELAÇÃO ENTRE LARGURA W DO REVESTIMENTO SOLDADO (mm) COM A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A).....	56
FIGURA 29 - RELAÇÃO ENTRE ALTURA (T) DO REVESTIMENTO SOLDADO (mm) COM A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO .....	57
FIGURA 30 - GRÁFICO DA RELAÇÃO ENTRE O ÂNGULO DE MOLHAMENTO DO REVESTIMENTO SOLDADO ( $\theta$ ) COM A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A).....	58
FIGURA 31 - RELAÇÃO ENTRE A DILUIÇÃO DO REVESTIMENTO SOLDADO (%) E A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A) .....	60
FIGURA 32 - DILUIÇÃO VERSUS CORRENTE DE DEPOSIÇÃO: COMPARATIVO DOS MÉTODOS .....	61
FIGURA 33 - FASES PRESENTES EM FUNÇÃO DA CORRENTE DE DEPOSIÇÃO.	62
FIGURA 34 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 120 A.....	63
FIGURA 35 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 150 A.....	63
FIGURA 36 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 180 A.....	64

FIGURA 37 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 200 A .....	64
FIGURA 38 -MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 120 A .....	65
FIGURA 39 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 150 A .....	65
FIGURA 40 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 180 A .....	66
FIGURA 41 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 200 A .....	66
FIGURA 42 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DECARBONETOS M23C6 OBTIDOS PARA AS DIFERENTES CORRENTES DE DEPOSIÇÃO.....	67
FIGURA 43 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 120 A .....	67
FIGURA 44 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 150 A .....	68
FIGURA 45 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 180 A .....	68
FIGURA 46 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 200 A .....	69
FIGURA 47 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DECARBONETOS MC OBTIDOS PARA AS DIFERENTES CORRENTES DE DEPOSIÇÃO .....	69
FIGURA 48 - DUREZA ROCKWELL “C” VERSUS CORRENTE DE DEPOSIÇÃO E DILUIÇÃO PARA CORDÕES ÚNICOS.....	71
FIGURA 49 - CURVAS DE DESGASTE OBTIDAS PARA OS CORDÕES ÚNICOS ....	72
FIGURA 50 - COEFICIENTES DE PERDA DE MASSA PARA OS CORDÕES ÚNICOS .....	72
FIGURA 51 - MACROGRAFIA DO REVESTIMENTO OBTIDO COM SOBREPOSIÇÃO DE 25 % .....	73
FIGURA 52 - DILUIÇÃO PELO MÉTODO DAS ÁREAS E MÉTODO DE TOYSERKANI .....	75
FIGURA 53 - MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO PROCESSADO A 200 A E SOBREPOSIÇÃO DE 25 %: CORDÃO 2.....	76
FIGURA 54 - MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO PROCESSADO A 200 A E SOBREPOSIÇÃO DE 25 %: CORDÃO 3.....	76
FIGURA 55 - MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO PROCESSADO A 200 A E SOBREPOSIÇÃO DE 25 %: CORDÃO 4.....	77
FIGURA 56 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 1: 200 A.....	78
FIGURA 57 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 2: 200 A.....	78

FIGURA 58 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 3: 200 A.....	79
FIGURA 59 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 4: 200 A.....	79
FIGURA 60 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DE CARBONETOS M23C6 OBTIDOS PARA A ÁREA REVESTIDA CORDÃO A CORDÃO.....	80
FIGURA 61 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 1: 200 A.....	81
FIGURA 62 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 2: 200 A.....	81
FIGURA 63 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 3: 200 A.....	82
FIGURA 64 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 4: 200 A.....	82
FIGURA 65 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DE CARBONETOS MC OBTIDOS CORDÃO A CORDÃO.....	83
FIGURA 66 - VALOR DA DUREZA CORDÃO A CORDÃO .....	84
FIGURA 67 - CURVAS DE DESGASTE OBTIDAS CORDÃO A CORDÃO .....	85
FIGURA 68 – COMPARATIVO DE DESGASTE CORDÃO A CORDÃO .....	85

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL TÍPICA DAS LIGAS DE COBALTO 28	
TABELA 2 - CLASSIFICAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR, DE ACORDO COM A MICROESTRUTURA DA MATRIZ .....	31
TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO SUBSTRATO E DA LIGA UTILIZADA NO PROCESSO DE REVESTIMENTO .....	38
TABELA 4 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO POR PTA .....	40
TABELA 5 - GEOMETRIA DOS CORDÕES .....	55
TABELA 6 - CARACTERÍSTICAS OBTIDAS COM A UTILIZAÇÃO DO MICROSCÓPIO ÓTICO, PARA CORDÕES ÚNICOS DE REVESTIMENTO STELLITE #6 .....	59
TABELA 7 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI et al., (2005) - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO .....	60
TABELA 8 - DISTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS PARA AS DIFERENTES FASES MEDIDAS POR EDS .....	70
TABELA 9 - ÁREAS FUNDIDAS MEDIDAS NO CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 25 % PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME METODOLOGIA APRESENTADA ANTERIORMENTE. A - ÁREA FUNDIDA AO SUBTRATO. A+B - ÁREA TOTAL DO CORDÃO. C - ÁREA FUNDIDA DO CORDÃO ANTERIOR .....	74
TABELA 10 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI Et al., (2005) - SOBREPOSIÇÃO 25 % - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO	74

## LISTA DE SIGLAS

A	Ampère
AIISI	American Iron and Steel Institute - Instituto Americano do Aço e Ferro
ASM	American Society Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials - Sociedade Americana para teste de materiais
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
Co	Elemento Químico Cobalto
Cr	Elemento Químico Cromo
EDS	Espectroscopia de Dispersão de Energia
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
HC	Hexagonal Compacta
HP	Horse Power- Cavalo Vapor
HRC	Rockwell Hardness C - Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
I(A)	Unidade de intensidade de corrente elétrica o Ampère
K	Temperatura Kelvin
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mo	Elemento Químico Molibdênio
N2	Elemento Químico Nitrogênio
PAW	<i>Plasma Arc Welding</i> – Processo de Soldagem por Plasma
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i> - Plasma por Arco Transferido
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i> - Sociedade Automotiva de Engenheiros
Si	Elemento Químico Silício
Ti	Elemento Químico Titânio
TIG	<i>TungstenInertGas</i> – Processo de Soldagem com Eletrodo de Tungstênio
UFPR	Universidade Federal do Paraná
W	Elemento Químico Tungstênio
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## LISTA DE ABREVIATURA

wt%	porcentagem de peso
g/cm <sup>3</sup>	grama por centímetro ao cubo
° C	temperatura em graus Celsius



## LISTA DE SÍMBOLOS

@	arroba
n	produto de números
$\Sigma$	soma de números

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>18</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>20</b>
2.1	OBJETIVO GERAL .....	20
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	20
<b>3</b>	<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA .....</b>	<b>21</b>
3.1	HISTÓRICO DAS SUPERLIGAS.....	21
3.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA BASE DAS SUPERLIGAS .....	24
3.3	PROPRIEDADES DO ELEMENTO COBALTO .....	26
3.4	LIGAS DE COBALTO .....	27
3.5	LIGAS CoCrWC ENDURECIDAS POR CARBONETOS .....	28
3.6	FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40 .....	30
3.7	PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PTA.....	31
3.8	EQUIPAMENTO E PRINCÍPIO DE OPERAÇÃO DE PTA MODO FUSÃO ....	33
3.9	INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR PTA.....	35
<b>4</b>	<b>MATERIAS E MÉTODOS.....</b>	<b>37</b>
4.1	FLUXOGRAMA.....	37
4.2	MATERIAIS UTILIZADOS .....	37
4.2.1	Materiais e suas características.....	37
4.2.2	Preparação da liga e substrato .....	38
4.2.3	Deposição da liga por PTA .....	38
4.2.4	Cordões produzidos.....	42
4.3	TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO ADOTADAS .....	42
4.3.1	Preparação das amostras.....	42
4.3.2	Microscopia Ótica .....	44
4.3.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) com Espectrometria por Energia Dispersiva (EDS) .....	45
4.3.4	Metodologia do cálculo da diluição .....	46
4.3.4.1	<i>Método das áreas</i> .....	46
4.3.4.2	<i>Método de Toyserkani (a partir do teor de Ferro)</i> .....	50
4.3.5	Determinação da Fração de Fases com o <i>Software Image J®</i> .....	50
4.3.6	Difração de raios X .....	51

4.3.7	Metodologia da medição de dureza .....	52
4.3.8	Desgaste por partículas duras .....	52
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>54</b>
5.1	CORDÕES ÚNICOS.....	54
5.1.1	Aspecto Geral e Geometria dos Cordões .....	54
5.1.2	Diluição .....	58
5.1.3	Fases Formadas (difração de raios X).....	61
5.1.4	Microestrutura, fração de fases e análise química por EDS .....	62
5.1.5	Propriedades mecânicas – dureza e resistência ao desgaste .....	70
5.2	REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM SOBREPOSIÇÃO 25 % .....	73
5.2.1	Aspecto geral.....	73
5.2.2	Diluição .....	73
5.2.3	Microestrutura, Fração de Fases e EDS.....	75
5.2.4	Propriedades mecânicas – dureza e resistência ao desgaste .....	83
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>86</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>88</b>
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>89</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A engenharia busca, constantemente, ligas novas e/ou modificadas, bem como processos de manufatura mais modernos a fim de melhorar o desempenho de componentes industriais que operam em ambientes agressivos. A indústria química, petroquímica, siderúrgica e de energia nuclear são alguns exemplos onde são encontrados ambientes críticos de operação. Em plantas de geração de energia nuclear, existe um risco relacionado à formação de fragmentos de desgaste, que podem ser convertidos em  $^{60}\text{Co}$  radioativo. Outro exemplo está nas linhas de galvanização por imersão a quente que operam com revestimentos Al-Zn, onde as buchas e mancais estão expostos a ambientes complexos e agressivos, que envolvem temperatura de até 600° C, desgaste abrasivo por partículas intermetálicas e de óxidos de borras e, também, pela ação corrosiva do Alumínio.

Neste contexto, surgem as ligas à base de Cobalto que podem ser aplicadas tanto na forma de peças fundidas quanto como revestimentos duros. Em ambos os casos, as ligas reforçadas com carbonetos podem ser selecionadas devido à elevada resistência mecânica ao desgaste, à corrosão e, também, por sua estabilidade até temperaturas intermediárias relativamente elevadas. A microestrutura dos revestimentos processados com esta liga é composta por uma estrutura dendritica de solução sólida em Cobalto (Co-SS) com diferentes tipos de carbonetos dispersos. A composição química destas ligas é determinante para o desempenho, pois dita a fração de carbonetos formados e, por conseguinte, a dureza e a resistência ao desgaste.

É amplamente reconhecido que a resistência ao desgaste de componentes pode ser elevada a partir da aplicação de revestimentos soldados, desde que o material de adição seja adequadamente selecionado. Além disso, o substrato e os parâmetros de processamento na soldagem são determinantes na formação da microestrutura, na dureza e, portanto, no comportamento em desgaste do material protetor. Uma das técnicas de produção de revestimentos, referida por seu grande potencial e atratividade é o PTA - Plasma com Arco Transferido, que vem mostrando algumas vantagens em relação a outros processos adotados para deposição.

A produção de revestimentos duros sobre aços vem sendo largamente estudada, pois ligas à base de Ferro apresentam boas propriedades mecânicas e baixo custo relativo. No caso de ligas de Cobalto processadas sobre aços, a diluição deve ser

mantida tão baixa quanto possível, sob risco de induzir queda na dureza, associada, normalmente, às modificações microestruturais. Trabalhos anteriores indicam que uma maior fração da matriz dendrítica de solução sólida em Cobalto e menor fração de carbonetos são consequência da maior diluição. Isto se deve, basicamente, à introdução de Ferro que induz uma maior fração de solução sólida em Cobalto que, por sua vez, reduz o teor de importantes elementos formadores de carbonetos, como Cromo e Tungstênio. De fato, o baixo teor de Carbono dos aços reduz, também, o conteúdo de Carbono da liga original de revestimento, contribuindo para a redução da fração de carbonetos.

Finalmente, uma vasta quantidade de trabalhos vem estudando opções para melhorar a resistência ao desgaste e à corrosão a partir do processamento de ligas à base de Níquel, reforço de ligas com TiC-W-Cr e precipitação *in situ* de TiC sobre Ferro Fundido Cinzento. Fica evidente, entretanto, a limitada disponibilidade de dados na literatura, assim como, de resultados de pesquisa quando o assunto é o processamento de ligas de Cobalto sobre Ferros Fundidos (ligas Fe-C-Si). O objetivo deste trabalho é avaliar o efeito da diluição na microestrutura e propriedades da liga CoCrWC depositada sobre Ferro Fundido Nodular (GGG40) na forma de cordões únicos. Foi dado ênfase em estabelecer a correlação entre a corrente de deposição, a microestrutura e as propriedades dos revestimentos soldados. Foram, também, estudadas a microestrutura e as propriedades mecânicas de revestimentos processados com 25 % de sobreposição de cordões.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 OBJETIVO GERAL

Estabelecer a correlação entre as condições de processamento de revestimentos CoCrWC obtidos por PTA sobre Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40, e a microestrutura, dureza e resistência ao desgaste.

### 2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Este trabalho teve como principais objetivos específicos:

- 1- Estudar o efeito da corrente de deposição sobre a geometria e diluição de cordões únicos depositados com a liga CoCrWC.
- 2- Estudar o efeito da corrente de deposição sobre a microestrutura formada em revestimentos da liga CoCrWC.
- 3- Avaliar a microestrutura formada nos revestimentos produzidos com sobreposição de 25 %.
- 4- Determinar como a microestrutura formada influencia a dureza e a resistência ao desgaste dos revestimentos processados por PTA sobre Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40 (na forma de cordões únicos e múltiplos).

### 3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Nesta fundamentação teórica é apresentada uma revisão histórica sobre superligas, uma revisão sobre os fatores que afetam a microestrutura e as propriedades das superligas, incluindo a liga em estudo e, também, do processo de deposição por PTA.

#### 3.1 HISTÓRICO DAS SUPERLIGAS

Os aços apresentam excelentes propriedades mecânicas, tais como: resistência ao desgaste e dureza, porém a elevadas temperaturas, surgem problemas como a baixa resistência à oxidação. A crescente necessidade de se construir equipamentos com maior resistência a altas temperaturas e ao desgaste levou alguns aços e ligas usuais deixarem de ser uma opção.

O desenvolvimento das superligas foi impulsionado por demandas de aplicações a altas temperaturas, com a concomitante necessidade de elevada resistência mecânica e à corrosão. Segundo Geddes, Leon e Huang (2010) no ano de 1903, em Paris foi construído o primeiro motor autossustentável de uma turbina a gás. Este foi desenvolvido com três cilindros alternativos ligados a um compressor de êmbolo e a uma turbina de impulso.

Segundo Sims, Stoloff e Hagel (1987), nos Estados Unidos, o interesse por turbinas a gás surgiu por volta de 1905. Em pouco tempo percebeu-se que a tecnologia de turbinas a gás poderia ser aplicada no desenvolvimento de aviões e turbo compressores, que necessitavam que o motor de combustão interna, com as misturas de ar/combustível, pudesse ser pressurizado por causa das baixas pressões de ar em altitude. O trabalho de desenvolvimento destes compressores foi realizado em conjunto com Sanford Moss, professor em Cornell; com a Companhia General Electric, em Schenectady e com o Exército dos Estados Unidos da América (EUA). Este esforço (em compressores) estimulou uma melhoria contínua em ligas, criando a posição de liderança na metalurgia de ligas para alta temperatura.

A partir daí, cresce o interesse pela utilização destas ligas, pois as mesmas apresentam alta resistência a temperaturas elevadas e um bom comportamento de resistência à corrosão. A partir deste momento, estas ligas começaram a ser utilizadas nos componentes mecânicos com excelentes resultados. Iniciou-se, assim, a aplicação

das mesmas em veículos espaciais, turbinas de avião, reatores químicos, nucleares, além de outros (HOU et al., 2009).

Segundo Geddes, Leon e Huang (2010), neste mesmo período, o engenheiro norueguês Aegidus Elling produziu uma turbina a gás utilizando um motor centrífugo e uma turbina radial que teria a capacidade de gerar 8 kW com temperatura de admissão de, aproximadamente, 400° C (673 K). Considerando que a temperatura de admissão não era elevada foi possível utilizar aços inoxidáveis austeníticos que haviam sido desenvolvidos em 1910 como material estrutural. A partir deste momento, o aço inoxidável austenítico se tornou a principal escolha para a aplicação em altas temperaturas.

Segundo Geddes, Leon e Huang (2010), no ano de 1918 foram concedidas patentes britânicas para uma liga de Ni-20Cr e esta liga foi o ponto de partida para as futuras superligas. Em 1929, Bedford, Pilling e Merica, adicionaram pequenas quantidades de Titânio e Alumínio nas ligas de Níquel-Cromo. As superligas foram se desenvolvendo e com elas surgiu o projeto dos motores a jato. Engenheiros da década de 1930, na Inglaterra, Estados Unidos e Alemanha criaram ligas de Níquel e também com base de Ferro, contendo Cromo e microestrutura austenítica. O desenvolvimento contínuo da tecnologia dos motores a jato alavancou o desenvolvimento destas ligas austeníticas, uma vez que se percebeu que o potencial do motor a jato era essencialmente ilimitado (SIMS; STOLOFF; HAGEL, 1987).

Em 1935, Hans von Ohain desenvolveu uma turbina a gás melhorada, que apresentou uma maior potência, tendo como temperatura de admissão de 550° C (823 K), ainda na faixa de utilização dos aços inoxidáveis austeníticos (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

O desenvolvimento de superligas, na qual o elemento responsável pelas características da liga é o Cobalto, ocorreu no mesmo período das pesquisas envolvendo os aços inoxidáveis austeníticos. A partir de 1900 foram depositadas patentes para as ligas Co-Cr e Co-Cr-W com propriedades de resistir em meios agressivos e são utilizados em máquinas, ferramentas e em superfícies que necessitavam maior resistência ao desgaste (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

Segundo Asphahini (1987), Elwood Haynes descobriu a elevada resistência mecânica e a propriedade inoxidável das ligas Cobalto-Cromo. Com a adição de Molibdênio e Tungstênio obteve-se um aumento ainda maior das propriedades



mecânicas, tais como: resistência ao desgaste e a altas temperaturas. Em 1907, Haynes registrou sua patente que, até hoje, constitui a base das superligas de Cobalto. Devido ao seu brilho, em condições polidas, Haynes chamou essas ligas de “*Stellite*”.

As primeiras aplicações destas ligas envolveram a confecção de ferramentas de corte devido à resistência em altas temperaturas, podendo atingir 800° C em uso. A partir daí, houve a comercialização da família de ligas “*Stellites*”, sendo aplicadas na fabricação de munição e, em seguida, essas ligas foram utilizadas como principal liga resistente ao desgaste quando submetido a altas temperaturas (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

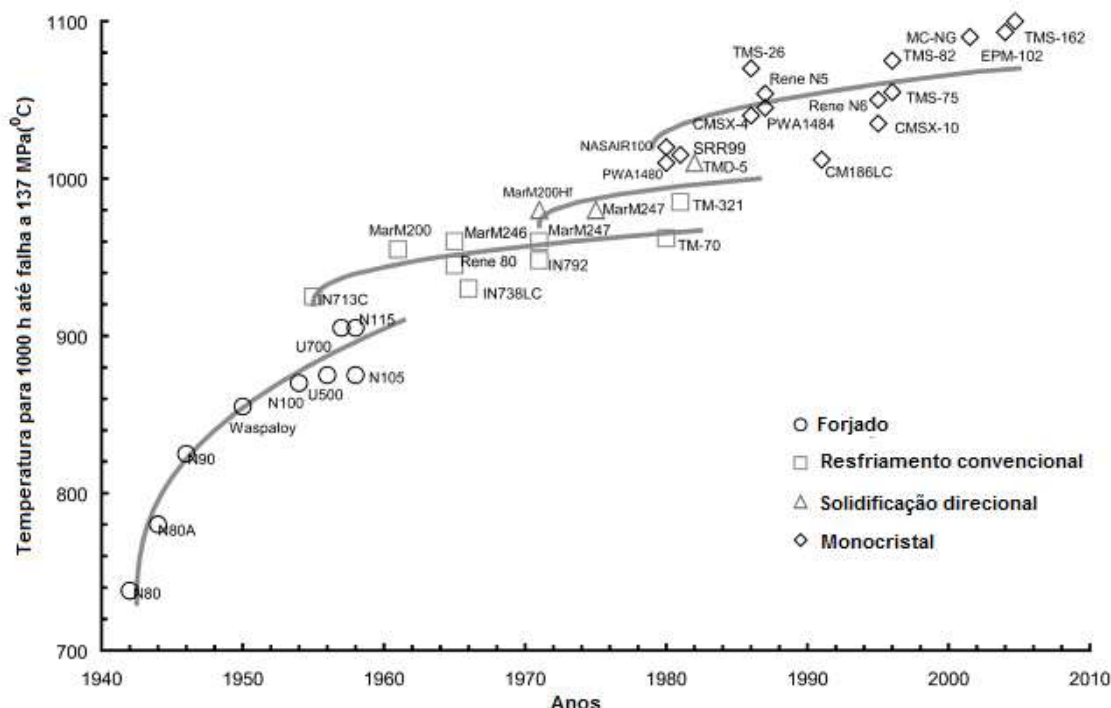
Em 1943, nos Estados Unidos, foi desenvolvida a primeira aeronave utilizando a superliga de Cobalto *Haynes Stellite #21* para a confecção da turbina (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

O desenvolvimento das superligas entre os anos 1930 a 1950 foi baseado em melhorias da microestrutura e, logo após, buscou-se as melhores propriedades a partir do processamento. Em 1952, N. Fali Darmara desenvolveu a tecnologia de fusão a vácuo, entretanto, somente em 1955 conseguiu-se obter as primeiras ligas por este processo (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

A tecnologia de fusão a vácuo permitiu que o material permanecesse por longos períodos no estado fundido, possibilitando a completa desgaseificação e a remoção de impurezas voláteis, além de possibilitar o ajuste da composição do produto fundido, pela adição de elementos benéficos, tais como: Boro, Manganês e Silício, além de desoxidantes, que promoveram melhoria nas propriedades em alta temperatura e, especialmente, da ductilidade (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

O controle da composição química da liga permitiu também o controle da formação de segunda fase como, por exemplo, a  $\gamma'$  (gama linha) o que não seria possível pela oxidação do elemento de liga, caso não existisse a fusão a vácuo (GEDDES; LEON; HUANG, 2010). A FIGURA 1, apresenta diferentes superligas que, desde 1940, começaram a ser criadas.

FIGURA 1- EVOLUÇÃO DA RESISTÊNCIA À FLUENCIA DAS SUPERLIGAS AO LONGO DE 60 ANOS, DESDE O SEU SURGIMENTO NA DÉCADA DE 1940



FONTE: Adaptado de REED (2006)

### 3.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA BASE DAS SUPERLIGAS

As superligas podem ser à base de: Ferro, Níquel e/ou Cobalto. Adicionando-se alguns elementos é possível obter um percentual maior de uma fase específica, soluções sólidas, bem como precipitados com ação endurecedora (GEDDES; LEON; HUANG, 2010). Para Sims, Stoloff e Hagel (1987), superligas foram desenvolvidas para a utilização em serviço em temperaturas elevadas sujeitas à desgaste e corrosão com capacidade de estabilizar a superfície por meio da formação de óxidos estáveis e uniformes.

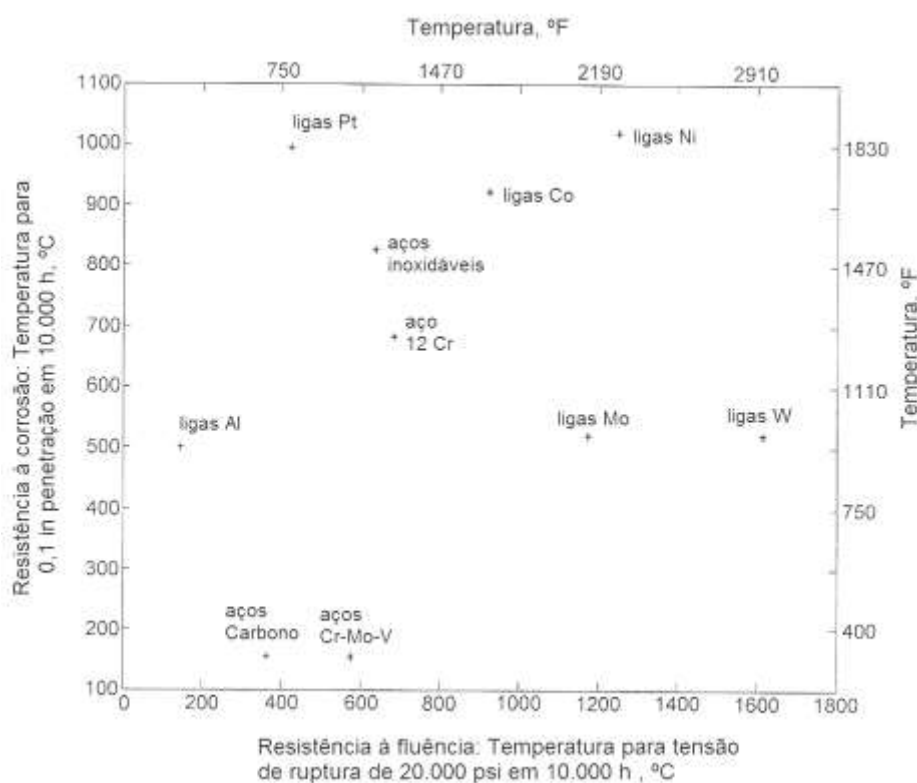
As superligas apresentam elementos de liga, tais como Cromo, Tungstênio, Molibdênio, Nióbio, entre outros. O teor destes elementos determina o tipo de liga e seu mecanismo de endurecimento, podendo ser por formação de diferentes fases precipitadas. Alguns elementos produzirão fases dominantes, enquanto outros, terão pouco efeito sobre as fases presentes na microestrutura da liga.

As superligas têm classificação variada, a qual pode ser feita de acordo com a presença dos elementos de liga e, também, ser dividida de acordo com suas estruturas cristalinas. O Cobalto apresenta estrutura hexagonal compacta (HC) em temperatura

ambiente, porém, acima da temperatura de 417° C (690 K) passa a apresentar uma estrutura CFC (GEDDES; LEON; HUANG, 2010).

Segundo Geddes, Leon e Huang, (2010) as características mais importantes deste tipo de liga são a capacidade de resistir à oxidação em altas temperaturas, além de sua elevada resistência mecânica. Apesar de existirem outros materiais com menor custo que podem ser usados para elevadas temperaturas, tais como, cerâmicas e ligas de metais refratários, as superligas apresentam propriedades mecânicas superiores em altas temperaturas, a exemplo da resistência à fluência e, cada tipo de liga pode ser utilizado para uma faixa de temperatura. Dependendo da temperatura será obtida uma determinada resistência à corrosão e à fluência, conforme relacionados na FIGURA 2.

FIGURA 2- RELAÇÃO ENTRE TEMPERATURA, RESISTÊNCIA À CORROSÃO E À FLUÊNCIA DE DIFERENTES FAMÍLIAS DE METAIS



FONTE: Adaptado de GEDDES; LEON; HUANG (2010)

As superligas, de uma forma geral, não se apresentam como estáveis em temperaturas em serviço. Isto acontece devido ao fato de que o meio se comporta dinamicamente, sendo dependente das tensões, da temperatura, do tempo e da atmosfera. Neste meio, pode ocorrer a interdifusão de elementos entre as fases ao longo dos contornos de grão ou até mesmo na superfície, promovendo reações que podem

alterar a composição que terá grande influência na estabilidade das fases (SIMS; STOLOFF; HAGEL, 1987).

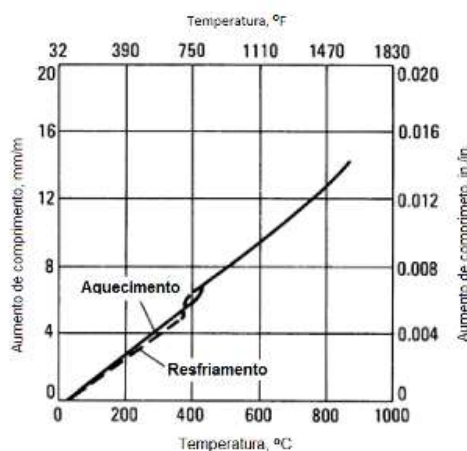
### 3.3 PROPRIEDADES DO ELEMENTO COBALTO

Segundo Crook (1992), o Cobalto é um metal magnético cinza-prata e que se assemelha à aparência do Ferro e do Níquel, além de ter algumas propriedades em comum com estes elementos. O Cobalto é utilizado em aplicações envolvendo propriedades magnéticas, resistência à corrosão e ao desgaste, resistência a elevadas temperaturas ou mesmo para implantes cirúrgicos, visto que são biocompatíveis.

Esta liga pode ser aplicada em condições que exijam elevada resistência à corrosão, ao desgaste e mecânicas em altas temperaturas. Ainda, pode ser utilizada como elemento de liga em superligas, ligas magnéticas, de Níquel, de Cobre e, finalmente, em metal duro e aços ferramenta (ZUM GAHR, 1987).

O Cobalto se localiza entre o Ferro e o Níquel na tabela periódica, com seu número atômico de 27. Sua densidade é de  $8,8 \text{ g/cm}^3$ , similar à densidade do Níquel. O coeficiente de expansão térmica, FIGURA 3, apresenta um aumento linear à medida que a temperatura se eleva, o seu coeficiente está situado entre os coeficientes do Ferro e do Níquel. Ainda, o Cobalto possui duas formas alotrópicas, uma Hexagonal Compacta (HC), estável em temperaturas mais baixas (abaixo de  $417^\circ \text{C}$ ) e, outra Cúbica de Face Centrada (CFC), estável em altas temperaturas, entre  $417^\circ \text{C}$  e seu ponto de fusão a  $1495^\circ \text{C}$ .

FIGURA 3 - A EXPANSÃO LINEAR DO COBALTO A PARTIR DE  $30^\circ \text{C}$



FONTE: Adaptado de CROOK (1992)

A resistência à fluência é associada à baixa energia de falha de empilhamento EFE, que deixa as discordâncias parciais mais separadas, dificultando os mecanismos de deslizamento cruzado e o escalonamento que ocorre em fluência e a elevada temperatura de recristalização e, também, à sua estrutura CFC metaestável (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

Segundo Berns (1995) o Cobalto apresenta uma alta temperatura de recristalização, sendo maior que a dos aços ligados ao Níquel. O efeito de baixo EFE e a elevada temperatura de recristalização possibilita o encruamento a elevadas temperaturas, favorecendo, ainda, a alta resistência ao desgaste das ligas. Segundo Crook (1992), o Cobalto puro tem módulo de elasticidade de cerca de 210 GPa.

### 3.4 LIGAS DE COBALTO

As ligas de Cobalto, dependendo da necessidade, são formadas por uma combinação complexa de elementos adicionados com o intuito de obter propriedades específicas. Estes materiais normalmente são endurecidos pelas fases intermetálicas, por carbonetos e, também, por soluções sólidas (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970).

Os principais fatores que levam à sua seleção envolvem a estabilidade em altas temperaturas, propriedade esta, bem similar às das ligas de Níquel e as do Níquel-Ferro, também, a alta resistência à corrosão em alta temperatura.

Os elementos formadores de carbonetos e que apresentam efeito de endurecimento por solução sólida, são o Tântalo, o Tungstênio, o Nióbio, o Cromo e o Molibdênio. O percentual e a quantidade de Carbono determinarão a permanência em solução ou a formação de carbonetos. A presença de Cromo na liga melhora a resistência à corrosão e a resistência à oxidação em altas temperaturas. O elemento químico Níquel terá a função de estabilizar a estrutura CFC, enquanto que o Molibdênio promoverá a elevação da resistência em meios corrosivos (frestas). Para aumentar a resistência ao desgaste e a resistência mecânica nas ligas de Cobalto, pode-se, em alguns casos, ocorrer ainda, a formação de fases intermetálicas de Laves, formadas pelos elementos Co-Mo-Si (SULLIVAN; DONACHIE; MORRAL, 1970). A TABELA 1 mostra as composições químicas nominais típicas das ligas de Cobalto deste grupo.

TABELA 1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL TÍPICA DAS LIGAS DE COBALTO

Nome comercial	Elemento de liga								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn
Stellite 1	Bal.	31,0	12,5	1,0	2,5	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 6	Bal.	28,0	4,5	1,0	1,2	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 12	Bal.	30,0	8,3	1,0	1,4	3,0	3,0	2,0	1,0
Stellite 21	Bal.	28,0	-	5,5	0,3	2,0	2,5	2,0	1,0
Stellite 190	Bal.	26,0	14,0	-	3,3	Máx. 2,5	1,0	1,0	0,5
Stellite 238	Bal.	26,0	-	3,0	0,1	20,0	-	1,0	1,0
Ultimet	Bal.	26,0	2,0	5,0	0,1	3,0	9,0	0,3	0,8
Tribalou T400	Bal.	8,5	-	28,5	<0,1	Máx. 2,5	Máx. 1,5	2,6	-
Tribalou T800	Bal.	18,0	-	28,5	<0,1	Máx. 1,5	Máx. 1,5	3,4	-
Haynes 25	Bal.	20,0	15,0	-	0,1	Máx. 3,0	10,0	Máx. 0,4	-

FONTE: Adaptado de BLAU et al., (2009)

### 3.5 LIGAS CoCrWC ENDURECIDAS POR CARBONETOS

O sistema CoCrWC reforçado por carbonetos tem ampla aplicação em serviços que envolvem desgaste e corrosão em diferentes meios. Este tipo de liga apresenta boa soldabilidade facilitando o processo de produção de revestimentos. As Ligas CoCrWC são formadas por carbonetos tipo  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ , com o elemento Cromo e de carbonetos  $M_6C$ , com Tungstênio. O que caracteriza estas ligas é o tipo de microestrutura que forma fases eutéticas ricas em Cromo e em Tungstênio. O tamanho das partículas de carboneto é influenciado pela composição química, tendo como interferência, o teor de Carbono, de Tungstênio e de Cromo, além da taxa de resfriamento da solidificação (KLARSTROM; CROOK; WU, 2004).

Diferenças microestruturais alteram significativamente a dureza e a resistência à abrasão das ligas, visto que existe uma correlação direta entre a fração e o tamanho dos carbonetos precipitados com a taxa de desgaste. Quanto maior o teor de Cromo, Tungstênio e Carbono, mais resistentes à abrasão serão as ligas, já que um maior volume de carbonetos será observado (KLARSTROM; CROOK; WU, 2004).

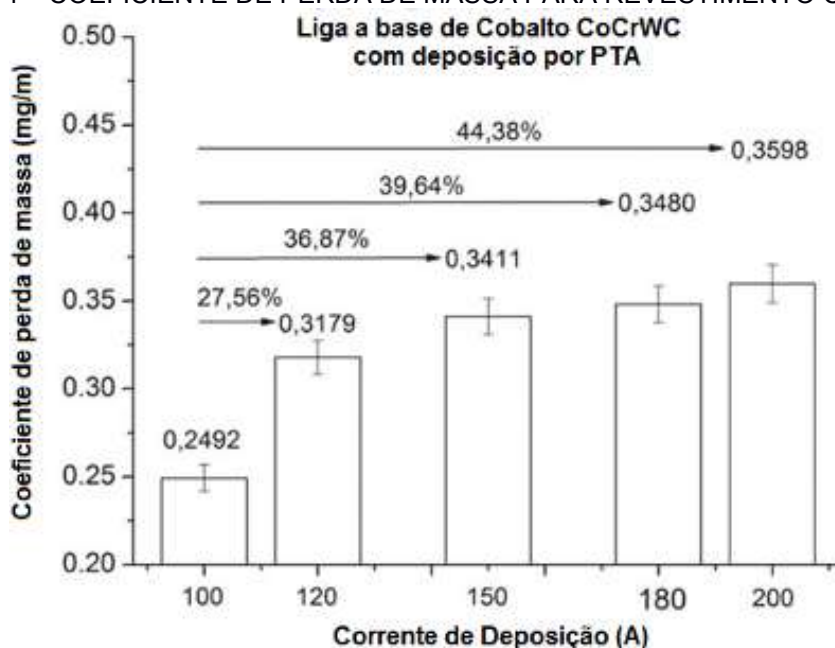
A liga *Stellite #6*, mais utilizada comercialmente, traz dois fatores que influenciarão positivamente na resistência ao desgaste abrasivo do material, que são a taxa de resfriamento na solidificação (refinamento da microestrutura) e a fração volumétrica de carbonetos (KLARSTROM; CROOK; WU, 2004).

Uma das formas de aplicação destas ligas é através da deposição sobre um substrato. Quando a liga *Stellite #6* é depositada pelo processo PTA, a microestrutura formada apresenta-se na forma de dendritas de solução sólida de Cobalto, apresentando

estrutura cristalina CFC com regiões interdendríticas compostas de estrutura eutética lamelar com carbonetos de Cromo. Segundo Scheid e D'Oliveira (2013), a exposição a uma temperatura de 600° C promoverá a precipitação de soluções sólidas levando a um aumento da dureza.

Segundo Paes e Scheid (2014), o revestimento *Stellite #6*, depositado através do processo PTA, tem que ser realizado com o controle de parâmetros, pois influenciarão diretamente na diluição do revestimento. Paes e Scheid (2014) verificou que uma diluição pode variar de 11,8 % a 55,6 % para uma variação de corrente de deposição entre 100 e 200 A, conforme FIGURA 4. O autor ainda demonstrou que uma maior diluição implica na redução da quantidade de carbonetos presentes no revestimento, o que, por sua vez, influencia na dureza do revestimento e promove o aumento da taxa de perda de massa em desgaste, ocasionando queda no desempenho.

FIGURA 4 – COEFICIENTE DE PERDA DE MASSA PARA REVESTIMENTO COM LIGA COCRWC



FONTE: Adaptado de PAES; SCHEID (2014)



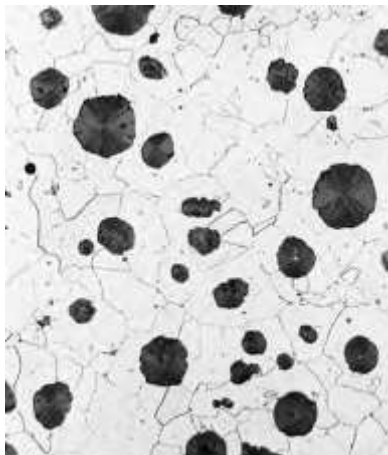
### 3.6 FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO GGG40

Os Ferros fundidos têm sua concentração de Carbono acima de 3 % e elevado teor de Silício, o que pode levar à formação de grafita (GÜLICH, 2010). Assim, eles são facilmente processados na forma de produtos fundidos (CALLISTER, 2002).

O Ferro fundido tornou-se um material muito popular e amplamente utilizado na indústria moderna e tecnológica de hoje, isto se deve ao baixo custo e por apresentar propriedades desejáveis, tais como, boa fluidez e usinabilidade. Na década de 40, iniciaram-se os experimentos para desenvolver precipitado de Carbono na forma esferoidal (grafita livre). Além do fato de que o Ferro Fundido Nodular possuir facilidade relativa de processamento (Çetinarslan; Genç, 2014), obteve-se maior tenacidade, ductilidade e elevada resistência mecânica em tração.

Adicionando-se ao Ferro Fundido, uma pequena quantidade de Magnésio e/ou Césio se produz uma microestrutura distinta com diferentes propriedades mecânicas. Isto se deve à formação de Grafita em formato de nódulos sendo chamado de Ferro Fundido Nodular, conforme pode ser visto na FIGURA 5 (CALLISTER, 2002).

FIGURA 5 - ESTRUTURA FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO



FONTE: Adaptado de CALLISTER (2002)

Muitos estudos da composição de Ferro Fundido Nodular tentam manter as quantidades mais baixas possíveis de alguns elementos, tais como o Chumbo, Antimônio, Titânio, etc., de forma a proporcionar uma boa estrutura de Grafita. O Magnésio é um elemento muito utilizado, pois é eficiente para realizar a nucleação de nódulos. O tipo da microestrutura varia conforme o tipo de Ferro Nodular, TABELA 2 (ÇETINARSLAN; GENÇ, 2014).



TABELA 2 - CLASSIFICAÇÃO DE FERRO FUNDIDO NODULAR, DE ACORDO COM A MICROESTRUTURA DA MATRIZ

Tipo de material	GGG 40	GGG 50	GGG 60	GGG 70	GGG 80
Microestrutura	—				
(Matriz)	Ferrita				Perlita

FONTE: Adaptado de ÇETINARSLAN; GENÇ (2014)

O Ferro Fundido Nodular GGG40 apresenta 3,7 % de Carbono (C), 2,5 % de Silício (Si), 0,40 (wt%) de Manganês (Mn) e, o que vai definir a nomenclatura do Ferro Fundido é a microestrutura da matriz, neste caso, é a ferrítica (GÜLICH, 2010).

Segundo Callister (2002), o Ferro Fundido Nodular Ferrítico apresenta resistência à tração entre 380 a 480 MPa e ductibilidade como percentual de alongamento que varia entre 10 e 20 %, sendo utilizado para aplicações típicas como válvulas, corpos de bomba, virabrequins, engrenagens e outros componentes automotivos e de máquinas.

### 3.7 PROCESSO DE DEPOSIÇÃO POR PTA

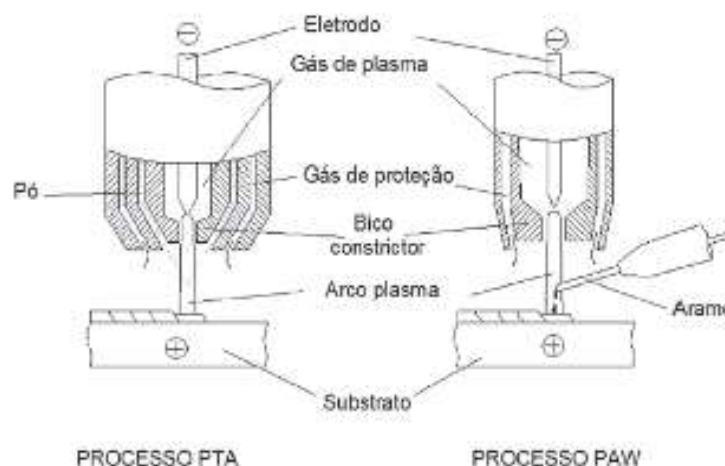
Na década de 60 o PTA foi exibido oficialmente sob a denominação de “Procedimento e Aparato para Aporte de Pó Metálico, Depositado e Soldado com Plasma de Arco Transferido”, conforme (GONÇALVES; DUTRA, 2013). A criação do processo remete à década de 50, sendo que foi comercializado somente dez anos depois (SUN; HUANG, 1998).

O processo de revestimento PTA tem muita similaridade com o processo de soldagem por plasma (PAW), considerando que os dois processos operam com arco transferido. O processo PTA encontra aplicação para revestimentos que exigem baixa diluição (SILVA; DUTRA, 2012). Este processo consiste na utilização de uma tocha de plasma industrial que transforma energia elétrica em energia térmica, por ser um aparato eletroquímico e térmico (FAUCHAIS; VARDELLE, 1997).

Segundo Vergara, Dutra e D'Oliveira (2010) os processos PTA e PAW são muito similares. A FIGURA 6, que mostra as duas tochas, uma do processo de deposição por PTA e a outra pelo processo PAW. Os dois processos utilizam eletrodo não consumível de Tungstênio que fica no interior da tocha e um bico refrigerado a água, além de um gás de proteção direcionado para a poça fundida, o gás de plasma. A grande diferença

entre os dois processos é o modo de alimentação do material de adição. O PTA consiste em adição de pó que necessita de gás para o transporte até a região do arco, diferente do PAW que consiste na adição de material por arame.

FIGURA 6 - COMPARAÇÃO DO ELETRODO NOS PROCESSO PTA E PAW



FONTE: Adaptado de VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA (2010)

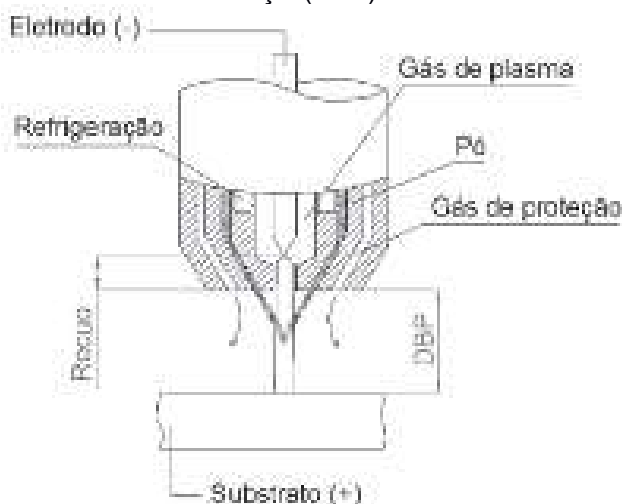
O processo PTA utiliza como gás de plasma um gás inerte, que é forçado a passar através do constritor. Isto permitirá a manutenção do arco de plasma entre o eletrodo a peça e o gás de proteção, protegendo a solda contra a contaminação de substâncias presentes no ar atmosférico. Para transportar o pó até a região do arco é utilizado um gás de arraste, geralmente o Argônio (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010).

Pelo fato de o eletrodo de Tungstênio ficar no interior do bico constritor da tocha de soldagem, não existe a possibilidade de abrir o arco através de contato. Por conseguinte, exige a necessidade da utilização de um acessório chamado de módulo de plasma. Este acessório é um ignitor eletrônico que fornece picos de tensão entre o eletrodo de Tungstênio e o bocal constritor, que gera uma pequena faísca nesta região, sendo chamado de arco piloto. Devido ao emprego de gases de baixa resistência elétrica, se estabelece um arco entre o eletrodo de Tungstênio e a peça, no momento que a fonte de potência é acionada, chamado de arco principal (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010).

Segundo Vergara, Dutra e D'Oliveira (2010) os parâmetros que controlarão efetivamente a qualidade da solda são: a taxa de material de adição, a vazão de gás (tanto de proteção quanto o gás de transporte), a corrente de soldagem, a distância entre o bico e a peça e a velocidade de avanço de soldagem.

O recuo ( $R_c$ ) é medido pela distância da ponta do eletrodo até a face externa do bico constritor, sendo que a distância do bico de plasma e a peça é chamada de DBP, vide FIGURA 7.

FIGURA 7 - DISTÂNCIA BICO-PEÇA (DBP) E RECUO DO ELETRODO ( $R_c$ )



Fonte: Adaptado de VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, (2010)

O recuo pode variar conforme o modelo da tocha de soldagem. A redução do recuo promove a redução da largura do cordão de solda. Quanto mais largo for o cordão, maior será a difusão da energia, acarretando, assim, menor profundidade de penetração (VERGARA; DUTRA; D'OLIVEIRA, 2010).

Segundo Yeadu (2003), o plasma se encontra na forma de gás ionizado, sendo considerado um quarto estado da matéria e só acontece por ser eletricamente condutor. Para que o gás condutor fique ionizado, demanda a perda de elétrons. Além da ionização, o plasma converte toda a energia recebida em calor, que é utilizado para fundir o metal de base e o de adição.

### 3.8 EQUIPAMENTO E PRINCÍPIO DE OPERAÇÃO DE PTA MODO FUSÃO

O equipamento de soldagem PTA é constituído de alguns itens básicos, tais como:

- Fonte de energia do arco principal;
- Fonte de energia do arco piloto–arco não transferido;
- Tocha de soldagem;
- Alimentador de pó – ADP;
- Válvulas de controle de gás.

A unidade de potência fornecerá a energia necessária de soldagem do sistema, tendo, junto a ela, acoplado um controlador que regulará os parâmetros. Conforme Silva; Dutra (2012), este equipamento controla parâmetros, tais como:

- Parâmetros elétricos;
- Vazão de gás do processo;
- Alimentação do material;
- Parâmetros geométricos (Tocha *set-up*).

A tocha tem como principal função direcionar o arco de plasma e fixar o eletrodo de Tungstênio. O projeto construtivo das tochas deve se adequar aos requisitos de sua aplicação, tornando-o economicamente viável e competitivo (SILVA; DUTRA, 2012).

O alimentador de pó é outro acessório importante para o processo PTA, responsável pela dosagem da liga metálica que irá ser injetada no arco, o que determinará a homogeneidade e a repetitividade da alimentação de pó, influenciando a qualidade da solda. Existem dois tipos de transporte de sólidos encontrados industrialmente, o volumétrico, que trabalha com uma vazão em volume constante e o gravitacional, que mantém a vazão mássica constante (GOMIDE, 1980).

Segundo Silva e Dutra (2012), um aspecto importante é a taxa de alimentação de pó, pois quanto maior for a taxa de alimentação de pó ao arco, menor será a diluição, visto que a poça tem efeito isolante térmico entre o arco e o substrato. Igualmente importante é a corrente que altera a diluição, pois quanto maior a corrente de deposição, maior será a diluição observada, seguindo uma relação linear.

A granulometria indicada do pó a ser utilizado para materiais ferrosos, varia numa faixa de 60  $\mu\text{m}$  a 200  $\mu\text{m}$ , considerando que, se as partículas forem muito grandes, não haverá fusão total ou, se as partículas forem menores, poderá ocorrer um superaquecimento e, por consequência, uma oxidação das mesmas (WAHL; KRAUSKOPF, 1993).

No processo PTA utiliza-se três fluxos de gás: gás de proteção, gás de plasma e gás de arraste de pó. Diferentes composições de gás geram diferentes temperaturas,

influenciando na entalpia do plasma, na densidade de energia, na penetração e na taxa de fusão. O Argônio é o gás preferido para o gás de plasma, pois, ao mesmo tempo que promove proteção efetiva, apresenta uma menor taxa de desgaste por erosão do eletrodo e do bocal, e ainda, tem um custo mais baixo do que o Hélio (ZIEDAS; TATINI, 1997).

Diversos autores indicam que o gás de proteção deve ser escolhido conforme o metal de base e o metal a ser soldado. Utiliza-se o Argônio com adição de Hélio. Hélio e misturas de Hélio e Argônio proporcionam uma maior energia ao plasma, aumentando a sua temperatura (ZIEDAS; TATINI, 1997).

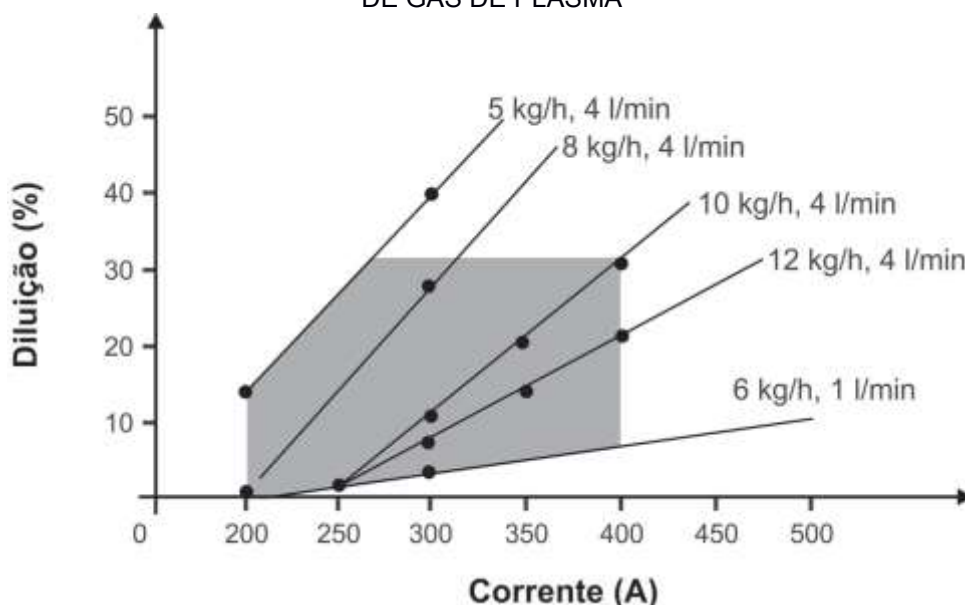
### 3.9 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR PTA

Uma das principais características do processo PTA é produzir cordões de baixa diluição, apresentando muita aplicabilidade para revestimentos. Esta diluição pode ser alterada quando se modifica parâmetros significativos, como a corrente do arco principal e a taxa de alimentação do gás de plasma (pó de deposição).

Existe uma inclinação à formação de trincas quando aplicado uma corrente excessiva, a qual pode ser resolvido com a oscilação da tocha de soldagem. Outro resultado danoso é a vaporização do pó quando imposta alta taxa de energia, o que reduz o rendimento de deposição (HUANG, 1998; DEUIS et al., 1998).

Gonçalves e Dutra (2013) apresentam a relação entre a corrente de deposição e a diluição do revestimento com o substrato, demonstrando que, com o aumento da corrente, ocorre o aumento da diluição de forma linear, conforme mostra a FIGURA 8.

FIGURA 8 - DILUIÇÃO VERSUS CORRENTE DE SOLDAGEM EM DIFERENTES VAZÕES DE PÓ E DE GÁS DE PLASMA



FONTE: HALLÉN et al., (1991)

O aporte de calor ao substrato depende da corrente do arco principal. Alguns defeitos de soldagem são oriundos de irregularidades no aporte térmico, ou seja, podem ocorrer ao se utilizar uma corrente não adequada (SILVA; DUTRA, 2012). Existe ainda uma relação linear e direta entre a corrente de soldagem e a interação com o substrato (diluição), FIGURA 8. É importante destacar que outros parâmetros também influenciam a diluição. Dentre alguns fatores, podemos citar a taxa de alimentação do pó e a vazão do gás de plasma. Além da corrente de deposição (avaliada neste projeto), a produção de revestimentos de áreas com sobreposição foi testada. A sobreposição também altera a diluição dos revestimentos (neste caso, tratam-se de revestimentos com múltiplos cordões) (BOHATCH et al., 2015). Porém, neste trabalho, decidiu-se fixar o grau de sobreposição e avaliar as características de áreas revestidas nesta condição fixa de processamento.

## 4 MATERIAS E MÉTODOS

Neste capítulo serão, brevemente, descritos os materiais e métodos utilizados para a deposição do revestimento de liga CoCrWC (*Stellite #6*) sobre um substrato de Ferro fundido nodular GGG40 utilizando o processo PTA.

### 4.1 FLUXOGRAMA

A FIGURA 9 apresenta o fluxograma experimental adotado neste trabalho.

FIGURA 9 - FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL ADOTADO



FONTE: Autor (2015)

### 4.2 MATERIAIS UTILIZADOS

#### 4.2.1 Materiais e suas características

A liga CoCrWC na forma de pó atomizado, com tamanho de partículas entre 53 a 150  $\mu\text{m}$  foi usada neste trabalho. O substrato utilizado foi uma chapa de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40 possuindo as dimensões de 300x300 e espessura de 16 mm.

A composição química da liga depositada foi certificada pelo fabricante "Deloro-Stellite", enquanto a composição química do substrato foi medida na Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, conforme apresentado na TABELA 3.

TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO SUBSTRATO E DA LIGA UTILIZADA NO PROCESSO DE REVESTIMENTO

Substrato	%Fe	%Si	%C	%Mn	%P	%S				
GGG 40 *	Bal	2,8	3,9	0,2	0,04	0,02				

Liga	%Co	%Cr	%W	%Mo	%C	%Fe	%Ni	%Si	%Mn
Stellite # 6**	Bal.	27,9	4,7	0,2	1,3	1,8	2,1	1,2	0,4

FONTE: LAMEF\* (Laboratório de Metalurgia Física): \*\*Composição química verificada para o Substrato (2015)

Deloro-Stellite: \*\*Composição química da liga atomizada (2005)

#### 4.2.2 Preparação da liga e substrato

A qualidade final do revestimento está condicionada à correta preparação do pó a ser utilizado no processo de PTA. Para este fim, o pó foi mantido em forno aquecido a 120° C por 24 horas, a fim de ressecar o pó e evitar formação de óxidos e porosidades nos revestimentos depositados. O substrato foi lixado superficialmente com o propósito fim de remover as impurezas e possíveis óxidos que podem prejudicar o revestimento.

#### 4.2.3 Deposição da liga por PTA

O revestimento da liga CoCrWC foi depositado pelo processo de PTA (Plasma com Arco Transferido) com o pó em sua forma atomizada sobre o substrato de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40, sem preaquecimento.

Foi utilizado o equipamento modelo *Starweld Microstar* do fabricante Deloro - Stellite para a deposição pelo processo de PTA, conforme mostrado na FIGURA 10.



FIGURA 10 - EQUIPAMENTO DE PTA STARWELD MICROSTAR



FONTE: Bohatch (2014)

A liga foi depositada por PTA de acordo com os parâmetros apresentados na TABELA 4.

TABELA 4 - PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO POR PTA

Parâmetros de deposição	Valores
Vazão do gás de plasma (l/min)	2
Vazão do gás de proteção (l/min)	15
Vazão do transporte (l/min)	2
Corrente do arco principal (A)	120, 150, 180, 200
Taxa de alimentação	Constante em volume
Velocidade de avanço (mm/min)	100
Distância tocha/substrato (mm)	10
Diâmetro do eletrodo (mm)	3,125
Diâmetro de constrição do bocal (mm)	4,76
Taxa de deposição (Kg/h)	1,3
Pré aquecimento	Sem
Posição de soldagem	Plana
Grau de sobreposição	25 %

Fonte: Autor (2016)

Os revestimentos foram depositados a partir de cordões únicos de revestimento com comprimento de 100 mm, a partir de correntes de 120, 150, 180 e 200 A. Adicionalmente, foram processados revestimentos de área com 25 % de sobreposição de cordões e corrente de arco principal de 200 A, conforme mostra a FIGURA 11. Os revestimentos resfriaram ao ar até a temperatura ambiente para cordões únicos após cada passe e para cordões de sobreposição o resfriamento ocorreu após o último passe do revestimento.

FIGURA 11 – REVESTIMENTO REALIZADO : A: 120 A; B: 150 A; C: 180 A; D:200 A;  
SOBREPOSIÇÕES DOS CORDÕES: E: 25 % ; 200 A



FONTE: Autor (2016)

Foi utilizado o substrato de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40 devido ao baixo custo e, também, por apresentar matriz ferrítica de maior tenacidade e potencialmente menos susceptível à formação de trincas entre os Ferros Fundidos. Considerando que este substrato não apresenta elevada resistência à corrosão e ao desgaste. A melhora do desempenho nestas situações, justifica o estudo realizado.

A produção da área revestida foi realizada a partir da deposição de múltiplos cordões – quatro (04). O deslocamento lateral foi determinado com base na EQUAÇÃO (1).

$$DL = \left( \frac{100-O}{100} \right) * W \quad (1)$$

Sendo:

DL - Deslocamento lateral na sobreposição em mm

O - Sobreposição em %

W - Largura do cordão único em mm

#### 4.2.4 Cordões produzidos

Na realização do experimento foram produzidas 8 amostras com cordões únicos sendo dois cordões para cada corrente e 2 amostras com corrente de 200 A e 25 % de sobreposição.

### 4.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO ADOTADAS

#### 4.3.1 Preparação das amostras

Os cordões de revestimentos foram separados através de serra fita e dispostos conforme apresentado na FIGURA 12.

FIGURA 12 - ESQUEMA MOSTRANDO A SEPARAÇÃO DOS CORDÕES DE REVESTIMENTO



FONTE: Autor (2016)

A seguir, foram retirados e descartados os 15 mm das extremidades dos cordões de revestimento, conforme FIGURA 13.

FIGURA 13 - ESQUEMA MOSTRANDO A RETIRADA DAS EXTREMIDADES DOS CORDÕES DE REVESTIMENTO (DESCARTE)



FONTE: Autor (2016)

Utilizando-se um *cut off* foram retiradas amostras transversais aos cordões, com espessuras de 5 mm, para realização das análises subsequentes.

As amostras foram identificadas e embutidas metalograficamente utilizando-se uma embutidora da marca Teclago, conforme mostrado na FIGURA 14. Estas amostras embutidas foram utilizadas para a análise e caracterização da geometria dos cordões, da diluição, da microestrutura e da dureza dos revestimentos.

FIGURA 14 - EQUIPAMENTO DE EMBUTIMENTO UTILIZADO



FONTE: Autor (2016)

As amostras embutidas foram preparadas metalograficamente passando pelo lixamento com uma politriz (granulometrias #220, 320, 400, 600 e 1200) e por polimento com alumina (1 micrometro), conforme mostra a FIGURA 15. As amostras foram submetidas a ataque químico com ácido oxálico saturado 5 segundos em tensão de 2 V, com a finalidade de revelar as diferentes fases.

FIGURA 15 - FOTOGRAFIA MOSTRANDO A POLITRIZ UTILIZADA NA PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

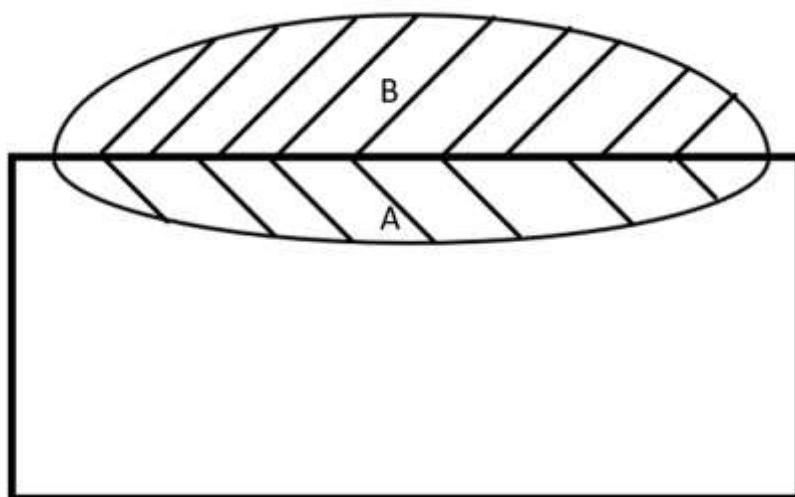


FONTE: Autor (2016)

#### 4.3.2 Microscopia Ótica

Após a preparação dos cordões únicos foram realizadas as medidas para o cálculo da diluição do revestimento, de acordo com a razão da área do substrato fundido (área inferior A) e a área total fundida (área total equivale à soma da área A e B). Estas áreas foram obtidas através de um Microscópio Óptico da sessão transversal dos revestimentos conforme visto na FIGURA 16.

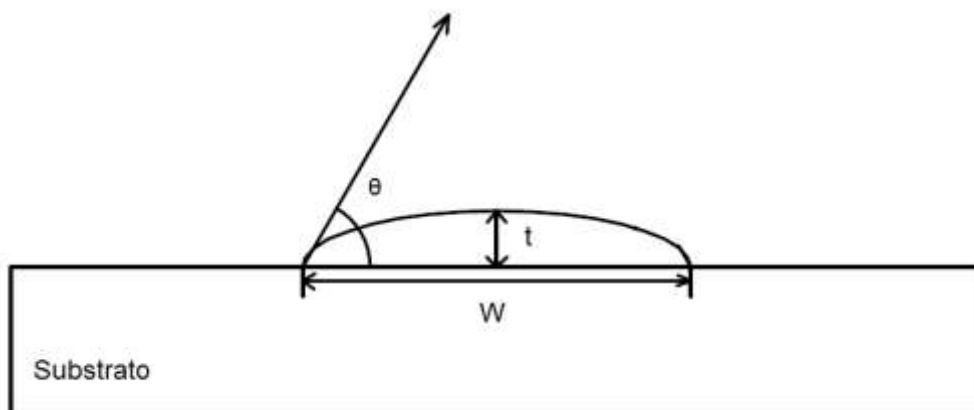
FIGURA 16 - GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA



FONTE: Adaptado por Shanmugan (2016)

O método de análise escolhido neste experimento foi o de Arco na avaliação da geometria dos cordões únicos, determinando-se, assim, a altura ( $t$ ), a largura ( $W$ ) e o ângulo de molhamento ( $\theta$ ), conforme FIGURA 17 (BOHATCH et al., 2015).

FIGURA 17 - ESQUEMA DOS PARÂMETROS AVALIADOS NA GEOMETRIA DOS CORDÕES ÚNICOS

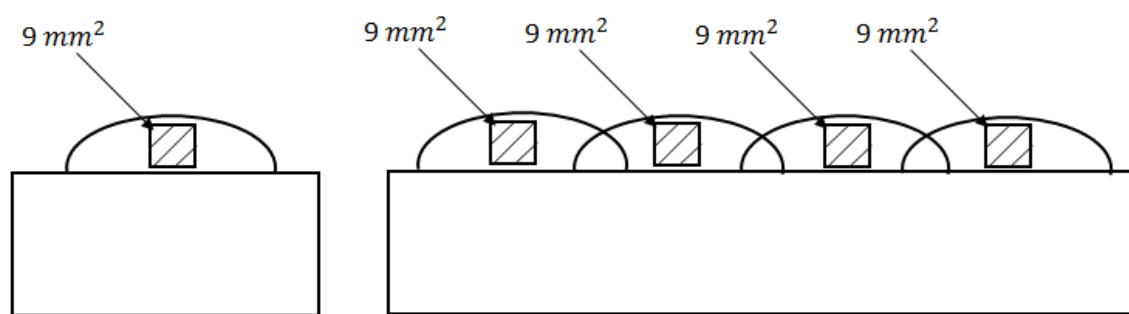


FONTE: Autor (2016)

#### 4.3.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) com Espectrometria por Energia Dispersiva (EDS)

A partir da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi caracterizada a microestrutura dos revestimentos. Foram realizadas análises de teor de Ferro por EDS na seção transversal, utilizando-se uma área padronizada de  $9 \text{ mm}^2$  como mostra a FIGURA 18 para cada cordão depositado e para os revestimentos com sobreposição.

FIGURA 18 - ESQUEMA ÁREA MEDIDA PELO EDS PARA CALCULAR O TEOR DE FERRO



FONTE: Autor (2017)

#### 4.3.4 Metodologia do cálculo da diluição

##### 4.3.4.1 Método das áreas

Através da área total fundida (soma das áreas A e B) e da área do substrato fundido (parte B) foi possível calcular a diluição do revestimento para cordões únicos. Utilizando-se um estereoscópio metalográfico foi registrada e analisada a macrografia dos revestimentos em seção transversal.

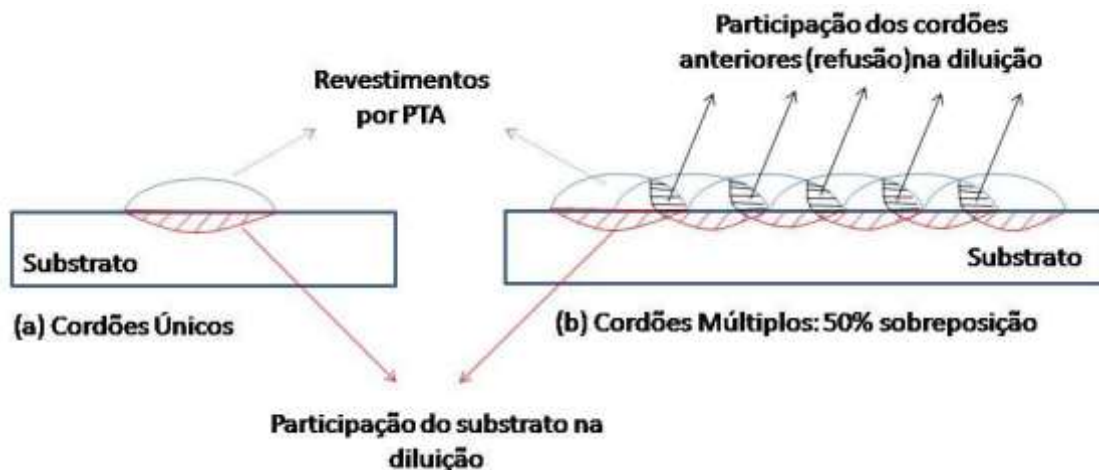
Visando a caracterização da diluição final ao substrato obtida para a sobreposição de 25 %, Scheid propõe em seu relatório de pesquisa CNPq (2016), um método de análise da diluição de cordões únicos que será utilizado para calcular a diluição para áreas com sobreposição de cordões. As áreas são apresentadas na FIGURA 16 e a diluição é obtida pela EQUAÇÃO (2).

$$\% \text{ Diluição (D): } D = \frac{A}{A+B} \times 100 [\%] \quad (2)$$

Adotando-se um modelo mais complexo que leva em consideração a parcela do cordão anterior refundido pelos passes subsequentes é possível o cálculo da diluição. A FIGURA 19 mostra os cordões refundidos pelos passes subsequentes.



FIGURA 19 - ESQUEMA DESTACANDO A DIFERENÇA PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO EM CORDÕES ÚNICOS E MÚLTIPLOS CORDÕES



FONTE: Scheid (2016)

Conforme Scheid (2016) o primeiro cordão possui a mesma diluição do cordão único, EQUAÇÃO (3) e, realizando-se um novo cordão, devido à sobreposição, a diluição será reduzida à medida que o cordão antecessor seja fundido. A EQUAÇÃO (4) mostra uma parcela que fornece a contribuição oriunda da refusão do cordão anterior e uma parcela referente à fusão direta do substrato.

$$\text{Diluição Média (\%)} = ((\Sigma A_n)/(\Sigma (B_n + A_n))) * 100 \quad (3)$$

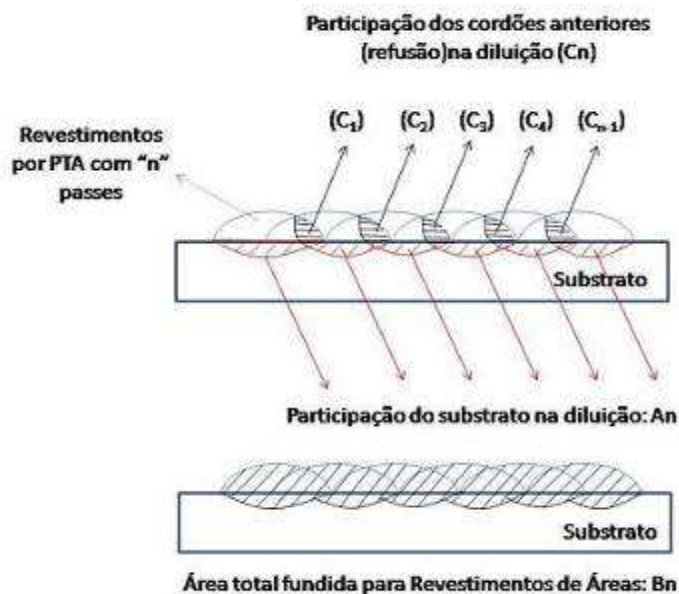
Onde:

$A_n$  é a área média fundida do substrato, e

$B_n + A_n$  é a área total média fundida de revestimento.

A EQUAÇÃO (3) e a FIGURA 20 representam uma metodologia aproximada de avaliação da diluição para o revestimento de áreas. Ocorre uma limitação devido ao fato de que cordões são refundidos parcialmente a cada novo passe de revestimento a partir do segundo cordão aplicado. Desta forma, um novo termo referente à área de cordões refundidos surge (C), na FIGURA 20. Neste caso, o primeiro cordão apresenta a diluição de cordão único e, a cada novo cordão, esta diluição será reduzida à medida que o cordão antecessor for fundido, uma vez que este apresenta composição química intermediária entre a do substrato e a da liga de revestimento (original), EQUAÇÃO (5).

FIGURA 20 - REPRESENTAÇÃO DAS ÁREAS UTILIZADAS PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO MULTIPASSES



FONTE: Scheid (2016)

A diluição ao substrato decresce à medida que outros novos cordões de solda são realizados. Desta forma, surge a metodologia de cálculos apresentados na EQUAÇÃO (6), através da FIGURA 20.

$$\text{Diluição Cordão 1 (DC1) (\%)} = ((A_1)/(B_1+A_1))*100 \quad (4)$$

$$\text{Diluição Cordão 2 (DC2) (\%)} = ((\%DC1)*(C_1/B_2+A_2)) + (A_2)/(B_2+A_2))*100 \quad (5)$$

$$\text{Diluição Cordão n (DCn) (\%)} = (\%DC_{n-1})*(C_{n-1}/B_n+A_n) + \dots + (A_n)/(B_n+A_n))*100 \quad (6)$$

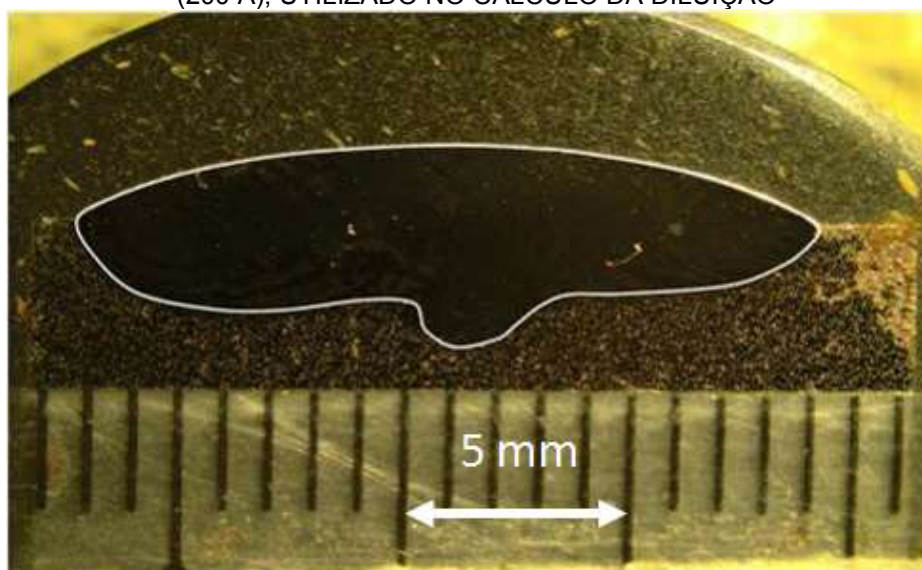
Na sobreposição de cordões, a área de substrato diretamente fundido é reduzido de acordo com a sobreposição de cordões devendo ser considerada a sua parcela de contribuição oriunda da refusão do cordão anterior multiplicada pela sua respectiva área  $(\%DC_{n-1})*(C_{n-1}/B_n)$ . A outra parcela refere-se à fusão direta do substrato, sendo calculada pela razão de áreas conforme cordões únicos  $(A_n)/(B_n))*100$ . Pode-se, então, estimar a evolução da diluição passe-a-passe.

Através da análise do modelo proposto (FIGURA 20), pode-se notar que há uma tendência da diminuição da diluição à medida que são depositados novos cordões, evidenciando a maior influência do substrato para os primeiros cordões depositados. Quanto maior a sobreposição, maior a participação dos cordões anteriores, representados pela letra C e, ainda, reduzindo a participação na fusão direta do substrato. A partir das macrografias dos cordões em seção transversal e, com o auxílio

do *Software Image J®* foi possível medir as áreas fundidas de acordo com o modelo apresentado na FIGURA 21 e EQUAÇÃO (6).

Para se conseguir as áreas para o cálculo da diluição dos revestimentos realizados foi retirada uma espécie de “máscara” no cordão de passe único 200 A, que serviu de referência para o primeiro cordão e uma “mascara” do último cordão como referências para os demais cordões que foram depositados. Esta máscara (*outline*) foi obtida a partir da macrografia do cordão único (*single-bead*), FIGURA 21.

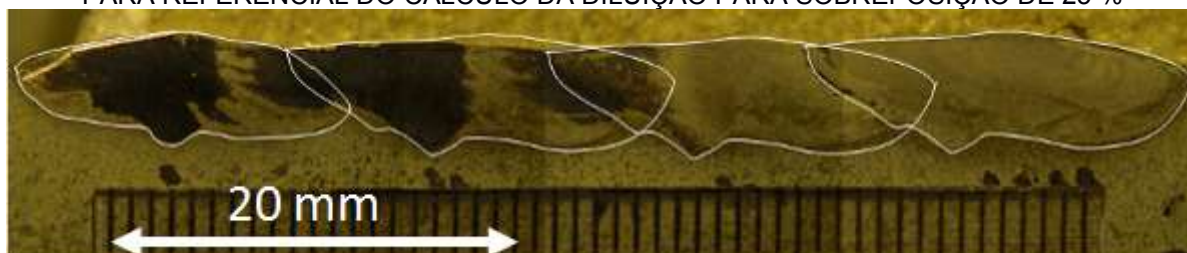
FIGURA 21 - REPRESENTAÇÃO DA MÁSCARA OBTIDA A PARTIR DO CORDÃO DE PASSE ÚNICO (200 A), UTILIZADO NO CÁLCULO DA DILUIÇÃO



FONTE: Autor (2016)

A partir desta metodologia, o contorno do cordão único foi posicionado sobre o primeiro cordão e o contorno do último cordão foi sobreposto no segundo, terceiro e quarto cordões, medindo-se as áreas necessárias para os cálculos, FIGURA 22. Tomando por base a EQUAÇÃO (6) e os valores das áreas medidas, calculou-se a diluição para cada passe.

FIGURA 22 - IMAGEM REPRESENTATIVA DAS MÁSCARAS APLICADAS E DA DIVISÃO DE ÁREAS PARA REFERENCIAL DO CÁLCULO DA DILUIÇÃO PARA SOBREPOSIÇÃO DE 25 %



FONTE: Autor (2016)

#### 4.3.4.2 Método de Toyserkani (a partir do teor de Ferro)

De acordo com Toyserkani; Khajepour; Corbin (2005), pode-se calcular a diluição de cada passe através dos valores de teor de Ferro. Com base neste método, pode-se executar a comparação entre os valores obtidos através das macrografias, EQUAÇÃO (7). Segundo Toyserkani; Khajepour; Corbin (2005), citados por Abioye, McCartney e Clare (2015) foi obtido uma fórmula para o cálculo da diluição através do teor de Ferro dos materiais (revestimento ( $X_c$ ) e substrato ( $X_s$ )) e do teor de Ferro medido nos revestimentos ( $X_{c+s}$ ), da densidade do substrato ( $\rho_s$ ) e da densidade do revestimento ( $\rho_c$ ). A quantificação do teor de Ferro foi realizada através de EDS utilizando áreas de 9 mm<sup>2</sup>, também, foi adotada o mesmo procedimento para determinação da densidade do substrato ( $\rho_s$ ) e do revestimento( $\rho_c$ ).

$$\eta = \frac{\rho_c * (X_{c+s} - X_c)}{\rho_s * (X_s - X_{c+s}) + \rho_c * (X_{c+s} - X_c)} \quad (7)$$

onde:

$\eta$  - diluição

$\rho_s$  - densidade do substrato

$\rho_c$  - densidade do metal de adição (Liga de Co)

$X_{c+s}$  - teor de Ferro do revestimento (Medido por EDS)

$X_c$  - teor de Ferro do metal de adição (Liga de Co)

$X_s$  - teor de Ferro do substrato

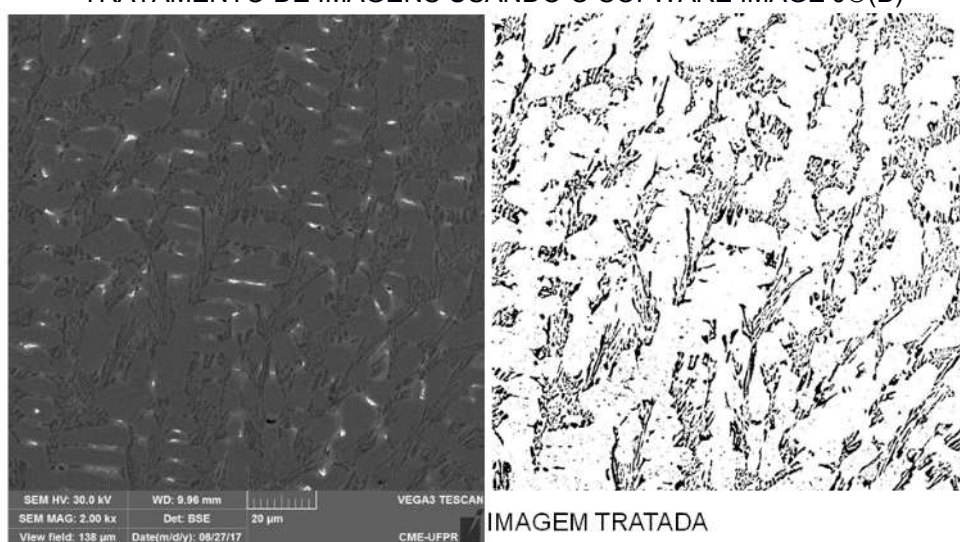
#### 4.3.5 Determinação da Fração de Fases com o *Software Image J®*

Com a utilização do programa *Image J®* foram analisadas as imagens obtidas por MEV com o objetivo de obter a fração de área de carbonetos. Para a análise das imagens foi realizada uma série de etapas para que pudessem ser obtidas informações válidas, abaixo relacionadas:

1. *Process –Enhance Contrast* (melhorar o contraste entre a solução sólida e carbonetos);
2. *Image – Type* - 8bits;
3. *Analyse - Set Scale* (para selecionar o quanto vale uma medida na foto em tamanho real);
4. *Adjust - Treshold* (para melhor destacar a diferença entre as fases);
5. *Make Binary* (para finalizar a diferenciação entre as fases e para suas quantificações);
6. *Set Measurement* (selecionando área e fração de área);
7. *Analyse - Particles* (*particlessize1, circularity1*, deixando marcado apenas *display results, clear results, include holes* e *summarize*).

A FIGURA 23 apresenta um comparativo entre imagens utilizando-se o *Software Image J®*.

FIGURA 23 - IMAGEM TÍPICA MOSTRANDO A MICROESTRUTURA SEM TRATAMENTO (A) E COM TRATAMENTO DE IMAGENS USANDO O SOFTWARE IMAGE J®(B)



(a) 120 A  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 120 A  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 14,2%

FONTE Autor (2016)

#### 4.3.6 Difração de raios X

As amostras foram analisadas por difração de raios X a fim de se identificar as fases formadas no revestimento. No ensaio de difração de raios X foi utilizada radiação K- $\alpha$  Cu com exposição por canal de 1 s, um ângulo de varredura de 0 a 120° e passo de 0,05°.

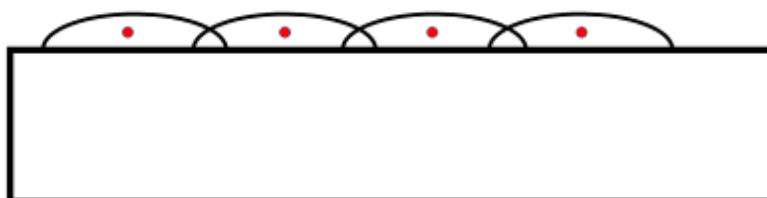


#### 4.3.7 Metodologia da medição de dureza

Foi realizada a medição de dureza com o objetivo de correlacionar os parâmetros de processamento com as propriedades do revestimento e a influência causada pelas condições de deposição com intensidades diferentes de corrente e sobreposição. A dureza foi determinada a partir de medidas *Rockwell* na escala C e os resultados apresentados referem-se à média das cinco medidas efetuadas.

As medições foram realizadas com um indentador tipo cone de diamante de 120° utilizando-se uma carga de 150 kgf, classificado na escala C, como mostra esquematicamente a FIGURA 24 para os revestimentos com sobreposição de cordões.

FIGURA 24 - ESQUEMA MOSTRANDO AS REGIÕES CENTRAIS DE CADA CORDÃO QUE FORAM SUBMETIDAS AO TESTE DE DUREZA

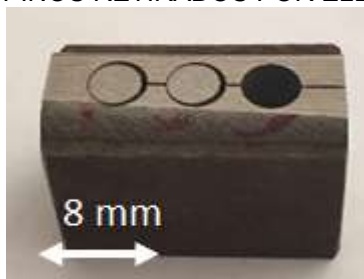


FONTE: Autor (2015)

#### 4.3.8 Desgaste por partículas duras

Neste trabalho, o ensaio de desgaste abrasivo tipo pino sobre lixa foi adotado para auxiliar na avaliação das diferenças de comportamento mecânico dos revestimentos depositados em condições distintas. Para tanto, foram confeccionados pinos de seção circular com 5 mm de diâmetro conforme FIGURA 25.

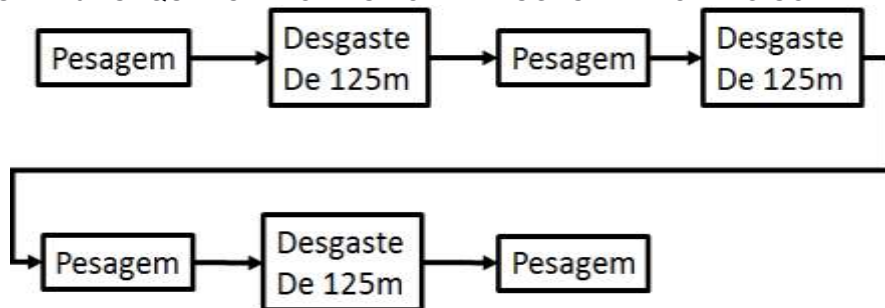
FIGURA 25 – PINOS RETIRADOS POR ELETROEROSAO



FONTE: Autor (2016)

A extremidade contendo o revestimento foi ensaiada em temperatura ambiente com carga de 500 gf, deslizando os pinos sobre uma contra face de papel abrasivo de Carbetto de Silício (SiC) com granulometria #600. Cada etapa envolveu um deslizamento de 125 m com velocidade tangencial constante de 1,5 m/s e pesagem subsequente conforme FIGURA 26. A cada reinício do ensaio, uma nova trilha de desgaste foi utilizada. Cada amostra foi desgastada em trilhas com o mesmo diâmetro de disco, a fim de evitar diferenças do consumo do abrasivo da contra face. O coeficiente de perda de massa em desgaste foi determinado a partir do comportamento dos revestimentos.

FIGURA 26 - SEQUÊNCIA DO ENSAIO DE DESGASTE TIPO PINO SOBRE DISCO



FONTE: Adaptado Bohatch (2014)

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

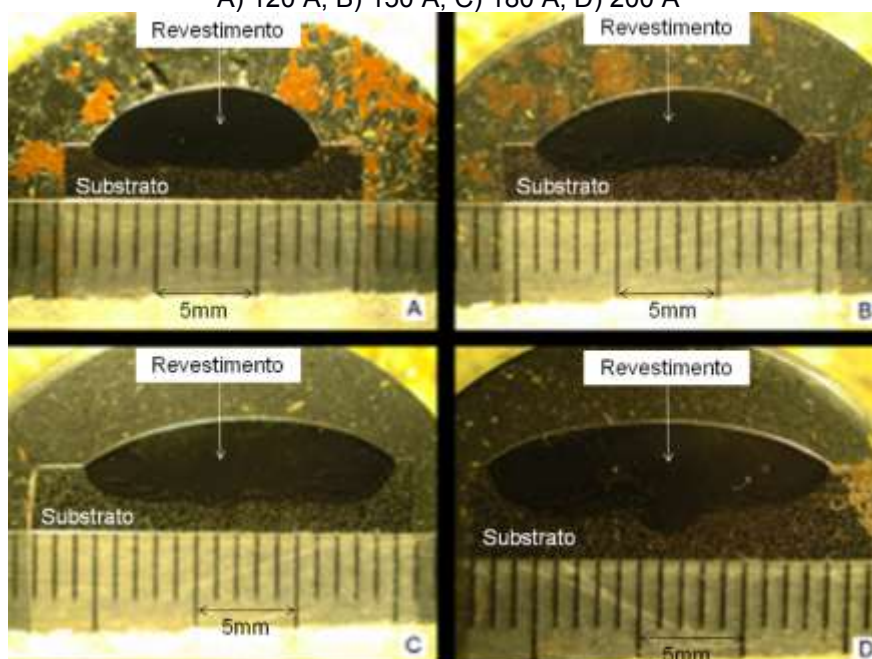
Inicialmente, os resultados obtidos neste projeto são apresentados a partir da análise da geometria e diluição dos cordões. A descrição detalhada da microestrutura e das fases formadas foi realizada a partir de Microscopia Eletrônica de Varredura. As fases formadas foram identificadas por difração de raios X. Finalmente, os resultados de dureza e desgaste tipo pino sobre disco foram apresentados, visando correlacionar a microestrutura e os parâmetros de processamento com as propriedades dos revestimentos. Primeiramente são apresentados os resultados dos cordões únicos e, posteriormente com sobreposição de 25 %, todos conforme a sequência indicada acima.

### 5.1 CORDÕES ÚNICOS

#### 5.1.1 Aspecto Geral e Geometria dos Cordões

A inspeção visual dos revestimentos revelou superfícies lisas e isentas de defeitos de soldagem como, por exemplo, mordeduras, porosidades ou trincas, FIGURA 27.

FIGURA 27 - ASPECTO MACROGRÁFICO DOS CORDÕES ÚNICOS.  
A) 120 A; B) 150 A; C) 180 A; D) 200 A



FONTE: Autor (2016)



A TABELA 5 apresenta a geometria dos cordões depositados (molhabilidade, altura e largura). A análise da geometria dos cordões apresenta angulo de molhabilidade entre 32,0° e 55,5°, com valores decrescentes à medida que a corrente aumentou. Uma maior corrente de deposição levou a uma maior largura dos cordões (10,95 mm a 15,83 mm) e a uma menor espessura de reforço (1,94 mm a 2,74 mm). Os resultados encontrados para os parâmetros geométricos dos cordões, bem como à qualidade dos depósitos e ausência de defeitos, seguem as tendências observadas em trabalhos anteriores (ANTOSZCZYSZYN et al., 2014; BOHATCH et al., 2015; PAES; SCHEID, 2014).

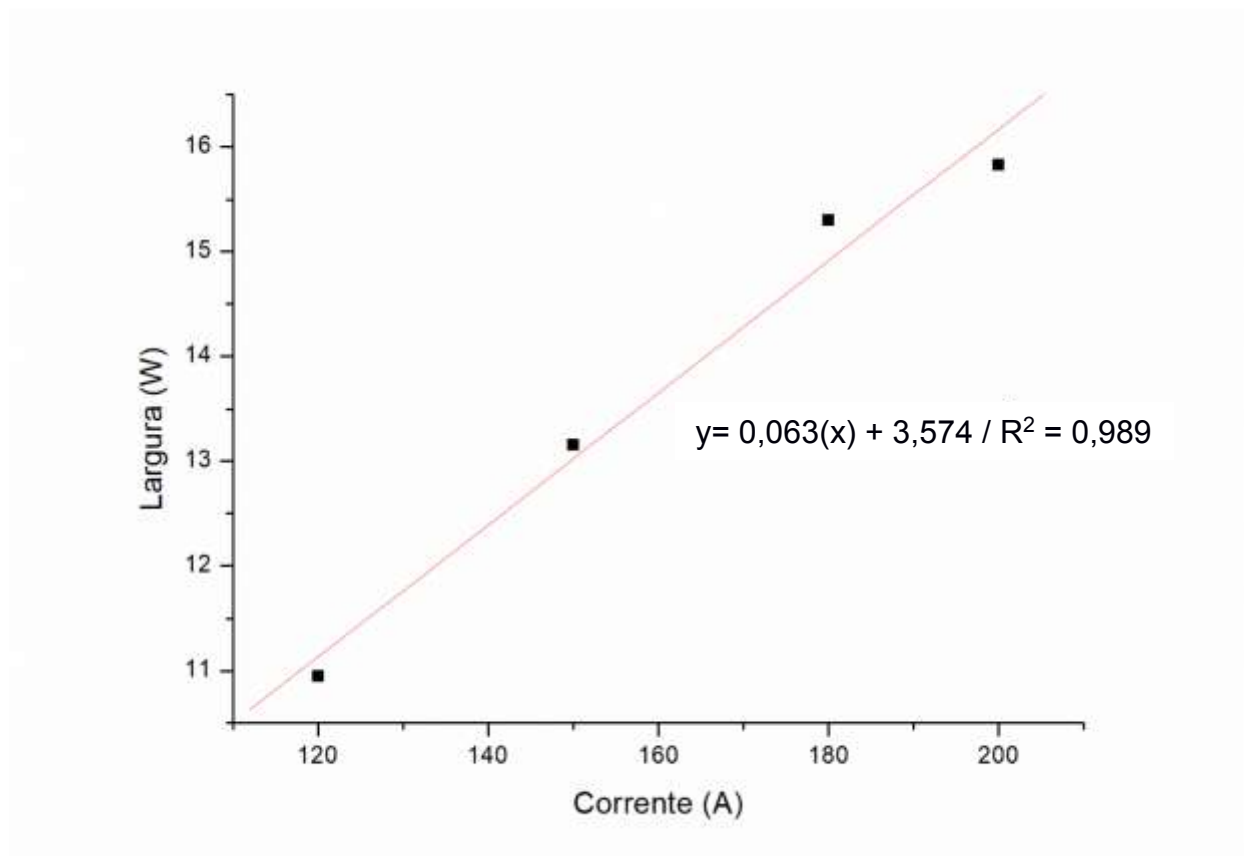
TABELA 5 - GEOMETRIA DOS CORDÕES

Revestimentos de liga CoCrWC					
Substrato	Parâmetro	Corrente de Deposição (A)			
		120	150	180	200
GGG40	Molhabilidade, $\Theta$ (°)	55,50	41,00	34,50	32,00
	Altura, t (mm)	2,74	2,46	2,32	1,94
	Largura, W (mm)	10,95	13,16	15,30	15,83

FONTE: Autor (2017)

Finalmente, a largura dos cordões apresentou um aumento com o acréscimo da corrente. Foi observada uma correlação linear com ajuste de 99,77 % e coeficiente de 0,0678 mm/A, mostrando uma maior linearidade comparada aos resultados anteriores de Paes e Scheid (2014), de acordo com a FIGURA 28.

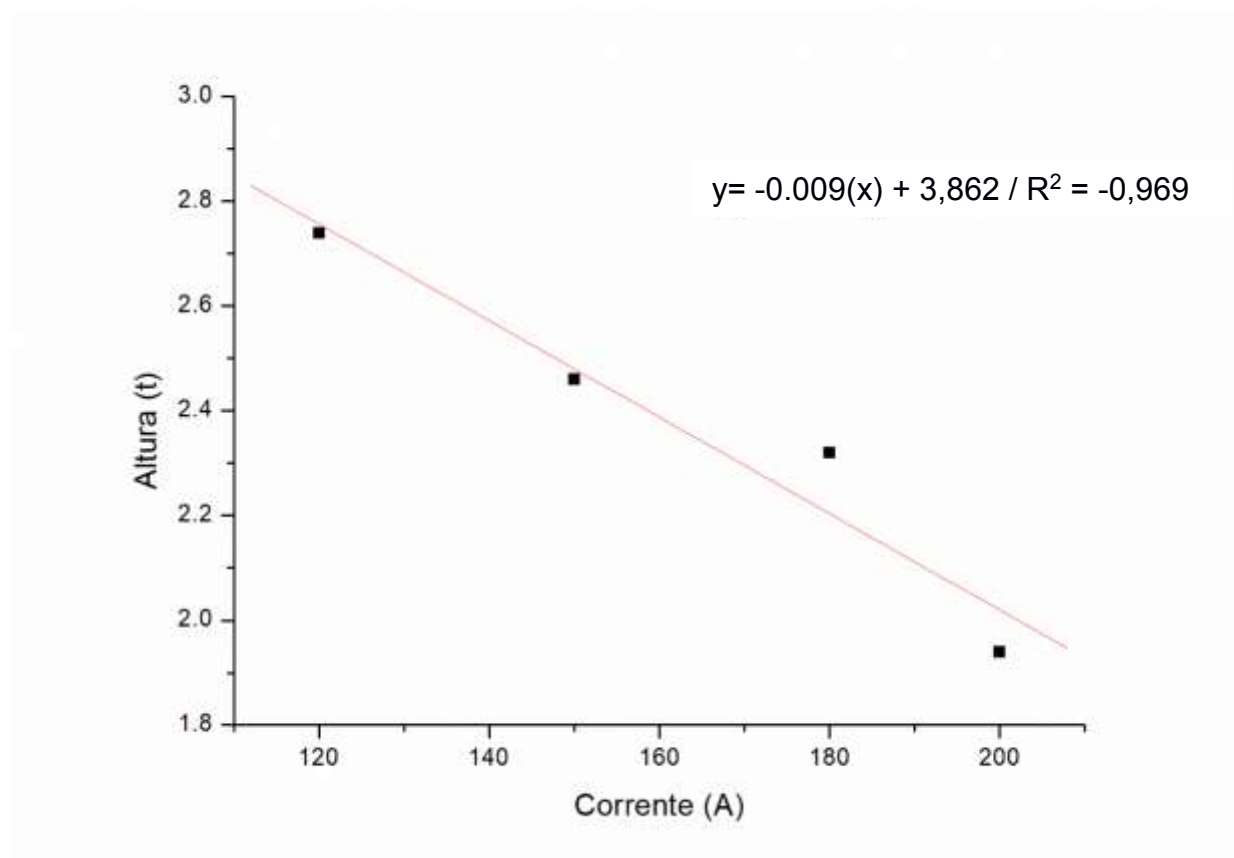
FIGURA 28 - RELAÇÃO ENTRE LARGURA W DO REVESTIMENTO SOLDADO (mm) COM A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A)



FONTE: Autor (2016).

Por outro lado, o acréscimo da corrente de deposição levou à redução na altura de reforço do cordão depositado. A correlação mostrou linearidade e coeficiente de - 0,0101 mm/A com ajuste de 99,96 %, conforme mostra a FIGURA 29.

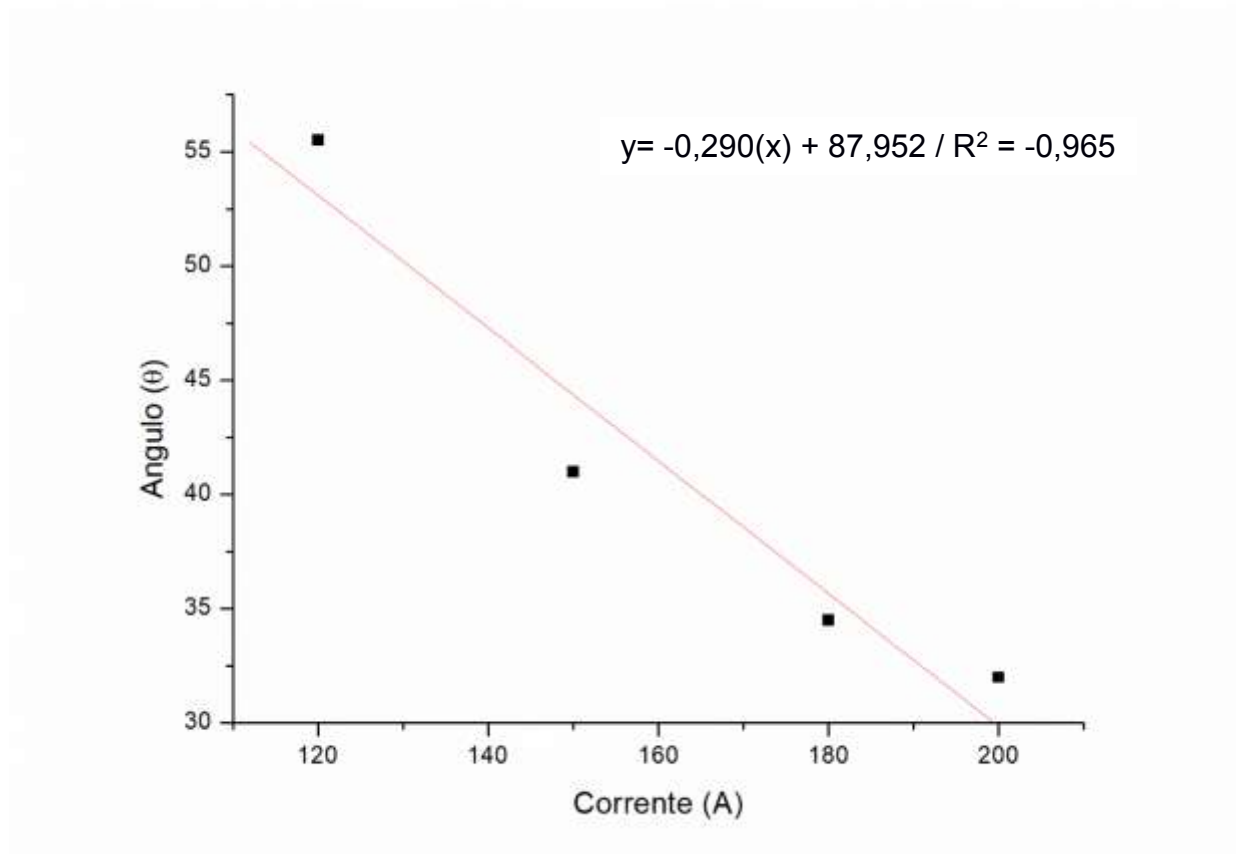
FIGURA 29 - RELAÇÃO ENTRE ALTURA (T) DO REVESTIMENTO SOLDADO (mm) COM A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO



Fonte: Autor (2016)

Por fim, o ângulo de molhamento diminuiu com o acréscimo da corrente, mostrando relação linear, FIGURA 30.

FIGURA 30 - GRÁFICO DA RELAÇÃO ENTRE O ÂNGULO DE MOLHAMENTO DO REVESTIMENTO SOLDADO ( $\theta$ ) COM A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A)



FONTE: Autor (2016).

### 5.1.2 Diluição

Considerando que a diluição é um dos parâmetros mais influentes sobre as características de revestimentos soldados, já que caracteriza o grau de interação com o substrato durante a soldagem e indica o grau de modificação da composição química original da liga depositada, este parâmetro foi determinado a partir de dois métodos diferentes: método das áreas e método do teor de Ferro.

No primeiro método foi utilizada a microscopia ótica para a captura de imagens da macrografia dos cordões. Posteriormente, com o uso do *Software Image J®* foi possível realizar a medição das áreas de seção transversal. A TABELA 6 mostra os resultados obtidos para os cordões únicos revestidos com a liga *Stellite #6*, calculados conforme EQUAÇÃO (2). Nota-se que, à medida que aumenta a corrente de deposição, obtém-se uma maior diluição.

TABELA 6 - CARACTERÍSTICAS OBTIDAS COM A UTILIZAÇÃO DO MICROSCÓPIO ÓTICO, PARA CORDÕES ÚNICOS DE REVESTIMENTO *STELLITE #6*

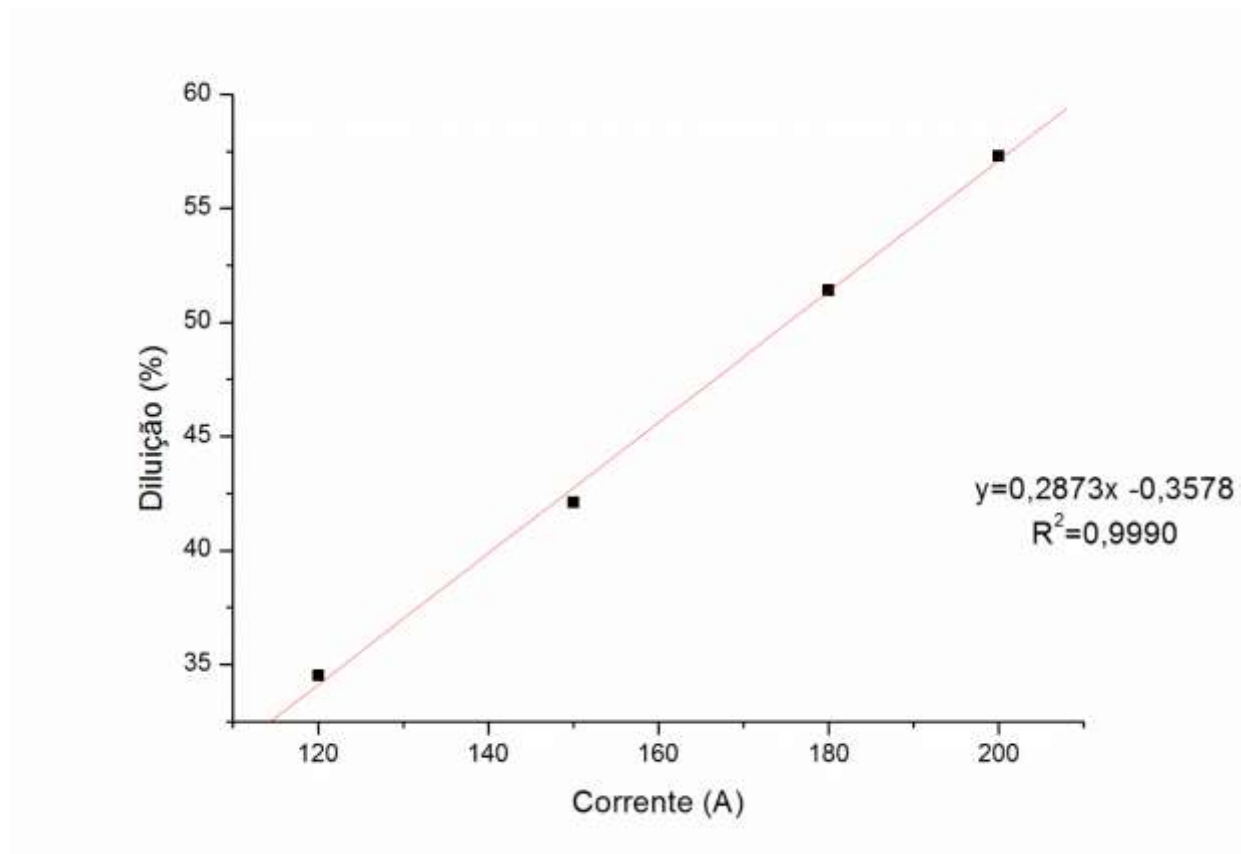
Liga <i>Stellite #6</i> em substrato de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GG40				
Corrente de deposição (A)	120	150	180	200
Área total (mm <sup>2</sup> )	34,20	38,91	49,93	54,74
Área inferior (mm <sup>2</sup> )	11,80	16,37	25,64	31,36
Diluição (%)	34,50	42,10	51,40	57,30

FONTE: Autor (2016)

A variação da corrente de deposição entre 120 e 200 A levou a uma variação entre 34,50 e 57,30 %, indicando valores bastantes superiores aos encontrados (PAES E SCHEID, 2014). No estudo referenciado, Paes avaliou a diluição obtida para o processamento da mesma liga sobre um substrato de aço inoxidável AISI 316L. No presente trabalho observou-se que a diluição foi influenciada diretamente pela temperatura de fusão do Ferro Fundido Nodular GGG40, que é menor que a do Aço Inoxidável. Neste caso, para um aporte térmico similar, a temperatura de fusão inferior à do aço AISI 316L levou a uma maior participação do Ferro Fundido na composição química da liga original. Adicionalmente, à medida que o aporte térmico aumentou (maior corrente de deposição), uma maior diluição foi observada seguindo tendência linear anteriormente relatada para revestimentos de ligas de Cobalto processadas por PTA (BOHATCH et al., 2015; PAES; SCHEID, 2014).

Analisando os resultados obtidos na medição da diluição, com a correlação linear com ajuste de 99,9 % ocorreu um aumento da diluição com coeficiente de 0,2873 %/A, o qual demonstra a influência direta do aumento da corrente, o que foi coerente com os relatos (PAES E SCHEID, 2014). Assim, quanto maior o aporte térmico no processo de soldagem, maior a diluição, conforme gráfico apresentado na FIGURA 31. Normalmente, a maior diluição observada em aços diferentes para a mesma geometria de substrato (espessura) é relacionada à condutividade térmica dos materiais (GONÇALVES; DUTRA, 2013). Entretanto, neste trabalho, observou-se que a temperatura de fusão é um fator determinante e que, provavelmente, explique as diferenças observadas.

FIGURA 31 - RELAÇÃO ENTRE A DILUIÇÃO DO REVESTIMENTO SOLDADO (%) E A CORRENTE DE DEPOSIÇÃO (A)



FONTE: Autor (2016).

A TABELA 7 apresenta o valor do teor de Ferro medido por EDS e o respectivo cálculo da diluição determinada pelo método de Toyserkani (EQUAÇÃO (7)). A diluição foi a menor para 120 A de corrente, onde o valor obtido foi de 29,7 % e, o maior valor para 200 A com valor de 56,6 %. Estes valores são bastantes próximos aos determinados pelo cálculo da diluição pelo método das áreas (TABELA 6).

TABELA 7 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI et al., (2005) - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO

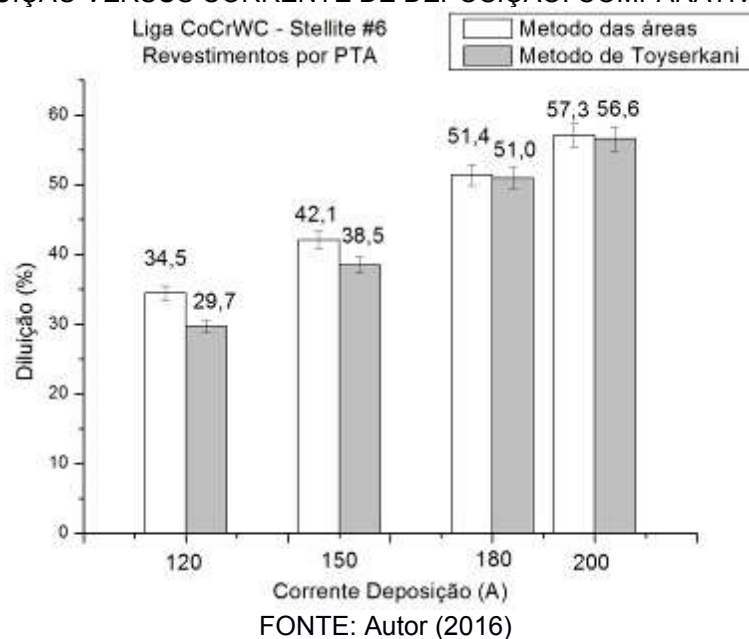
CORRENTE DE DEPOSIÇÃO A	% FERRO	DILUIÇÃO %
120	25,9	29,7
150	33,5	38,5
180	44,6	51,0
200	49,7	56,6

FONTE: Autor (2017)

A FIGURA 32 apresenta um gráfico comparativo da diluição obtida pelos dois métodos diferentes. Vale destacar que uma tendência similar foi verificada, apesar da ocorrência de algumas variações. Observou-se que a diferença foi maior para 120 A,

com um valor de 4,8 %, diminuindo a partir do aumento da corrente de deposição, sendo que, para 150 A, a diferença foi de 3,6 %, para 180 A, 0,4 % e para 200 A foi de 0,7 %.

FIGURA 32 - DILUIÇÃO VERSUS CORRENTE DE DEPOSIÇÃO: COMPARATIVO DOS MÉTODOS



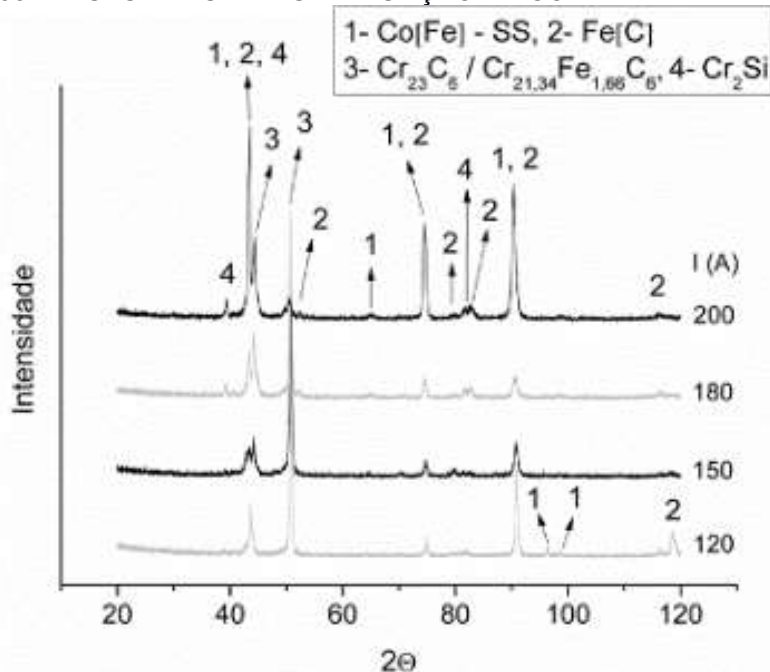
### 5.1.3 Fases Formadas (difração de raios X)

Os difratogramas de raios X são apresentados na FIGURA 33. Pode-se observar que houve formação dos carbonetos  $M_{23}C_6$  (M: Cr) para 120 A e que, à medida que a corrente (ou diluição) aumentou, o Ferro advindo do substrato passou a substituir o Cromo, fazendo aparecer um carboneto  $M_{23}C_6$  ( $Cr_{(21,34)}Fe_{(1,66)}C_{(6)}$ ), onde, tanto o Cromo quanto o Ferro são representados pela letra M. Complementando, a fase Co-SS foi identificada, sendo esta uma solução sólida dos elementos de liga em Cobalto.

Segundo Paes e Scheid (2014), a liga de Cobalto estudada pode apresentar, também, a formação do carboneto tipo  $M_7C_3$  (M: Cr), com estrutura lamelar eutética, com dispersão de carbonetos de MC (M: W). Reforçando, é nítida a promoção da fase solução sólida em Cobalto (Co-SS), considerando que a diluição leva a maior teor de Ferro e que este é formador de solução sólida com o elemento majoritário da liga original (o Cobalto). Portanto, os picos de difração de raios X mais intensos são observados para esta fase, assim como para o carboneto  $M_{23}C_6$ . Neste caso, conforme Shin et al., (2003), o elemento M pode ser Cobalto, Cromo, Ferro, Tungstênio, Níquel ou Silício. Considerando a composição da liga e substrato (TABELA 3), é razoável sugerir que com o aumento da diluição, a adição de elevado teor de Ferro faça com que o carboneto em questão

apresente Cromo e Ferro como elemento “M” na estequiometria. Além disso, ocorreu a formação de fase Cromo-Silício do tipo  $\text{Cr}_2\text{Si}$ , que se justifica pela introdução do Silício também oriundo da composição do Ferro Fundido (GGG40) utilizado como substrato.

FIGURA 33 - FASES PRESENTES EM FUNÇÃO DA CORRENTE DE DEPOSIÇÃO



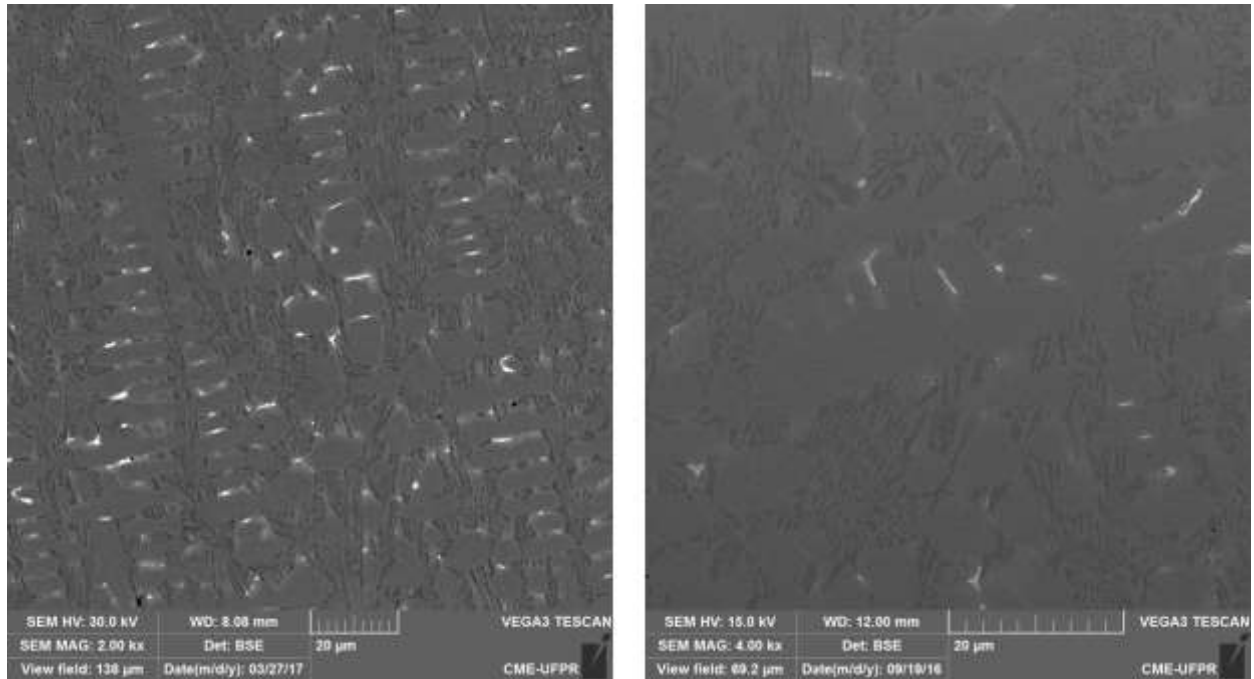
FONTE: Autor (2016)

#### 5.1.4 Microestrutura, fração de fases e análise química por EDS

Independentemente da diluição com o substrato, os revestimentos apresentaram uma microestrutura constituída por dendritas de Cobalto (Co-SS) e carbonetos interdendríticos, conforme pode ser visto nas FIGURA 34 a FIGURA 37. A partir da análise da microestrutura é possível observar que as amostras processadas com 120 A apresentam uma estrutura mais refinada, tanto com relação à estrutura dendrítica (Co-SS) quanto aos carbonetos formados interdendríticamente. Isso pode ser correlacionado com o aporte térmico que altera a taxa de resfriamento na solidificação, conforme observado (PAES E SCHEID, 2014).

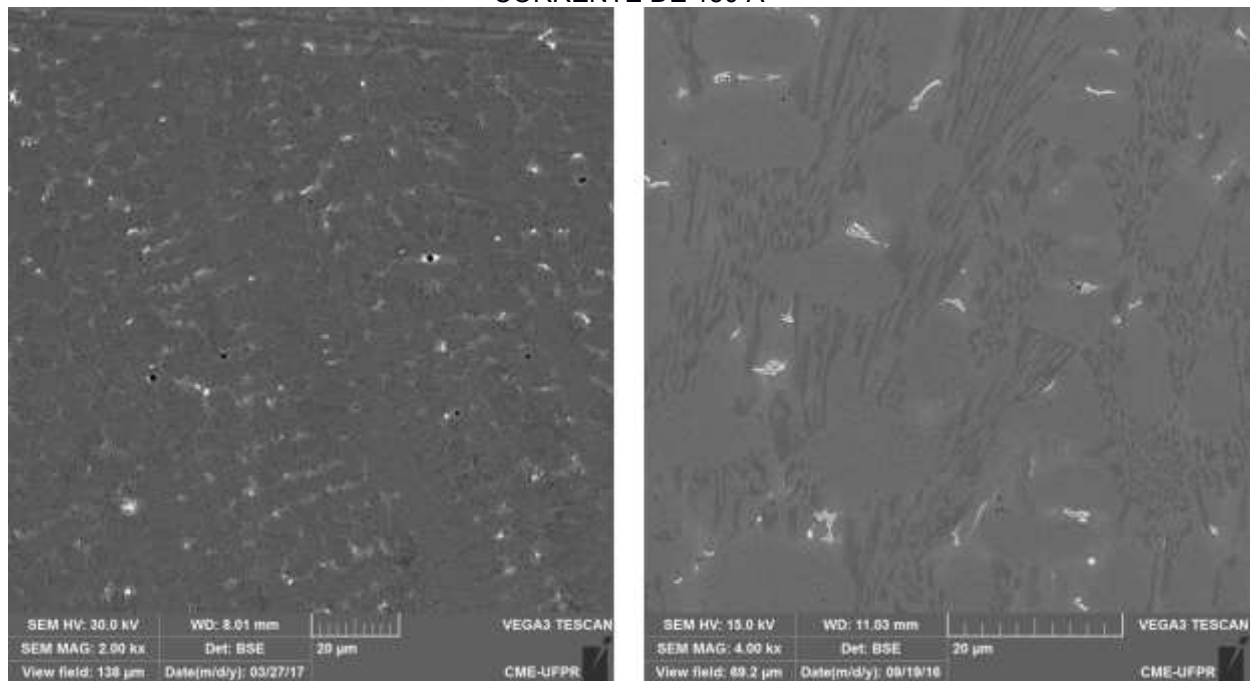


FIGURA 34 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 120 A



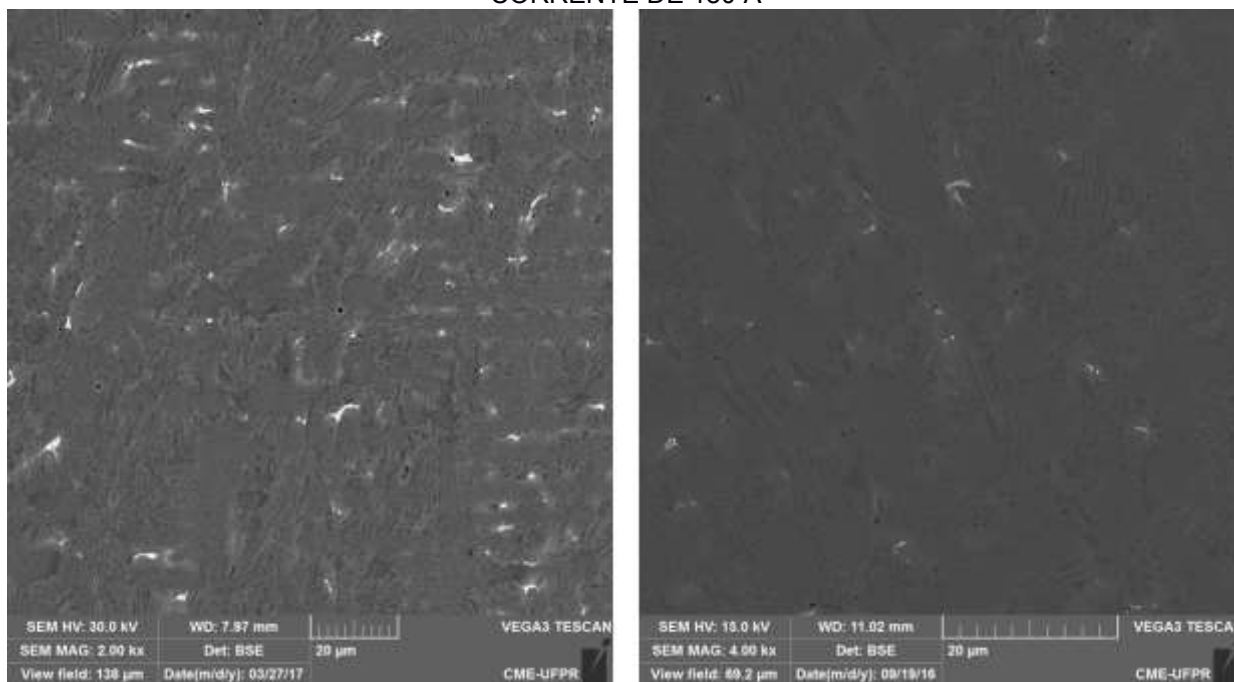
FONTE: Autor (2016)

FIGURA 35 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 150 A



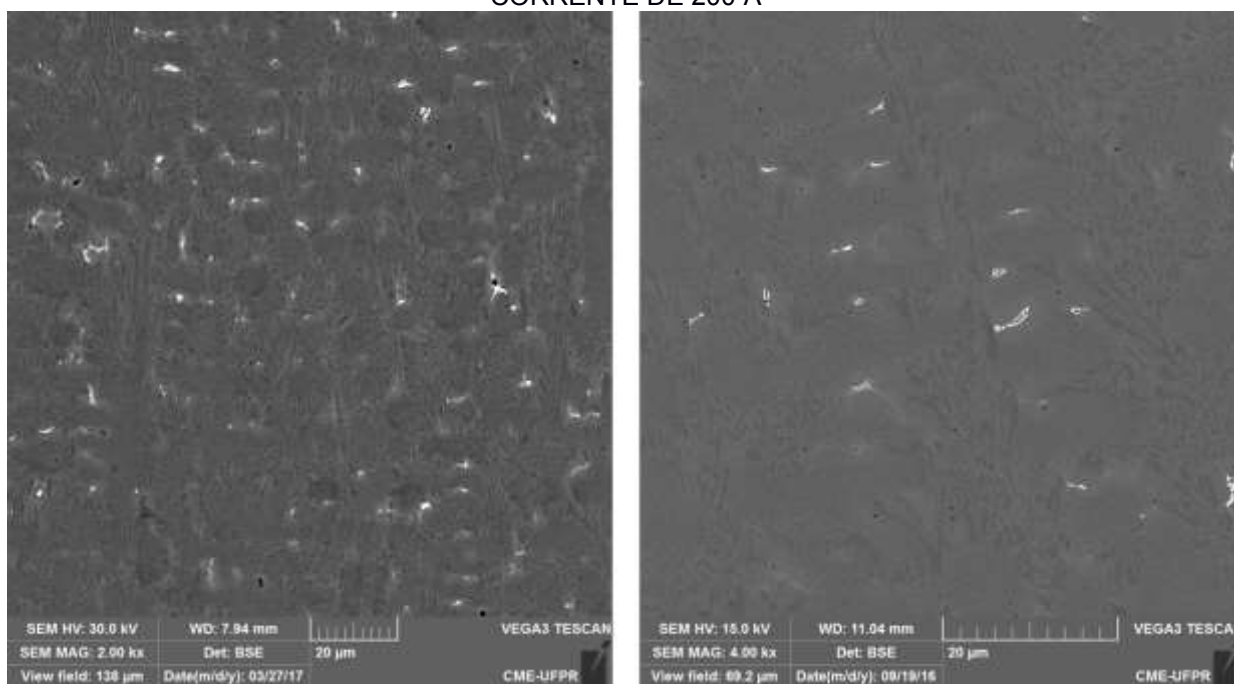
FONTE: Autor (2016)

FIGURA 36 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 180 A



FONTES: Autor (2016)

FIGURA 37 - MICROESTRUTURA DOS REVESTIMENTOS PROCESSADOS COM CORRENTE DE 200 A

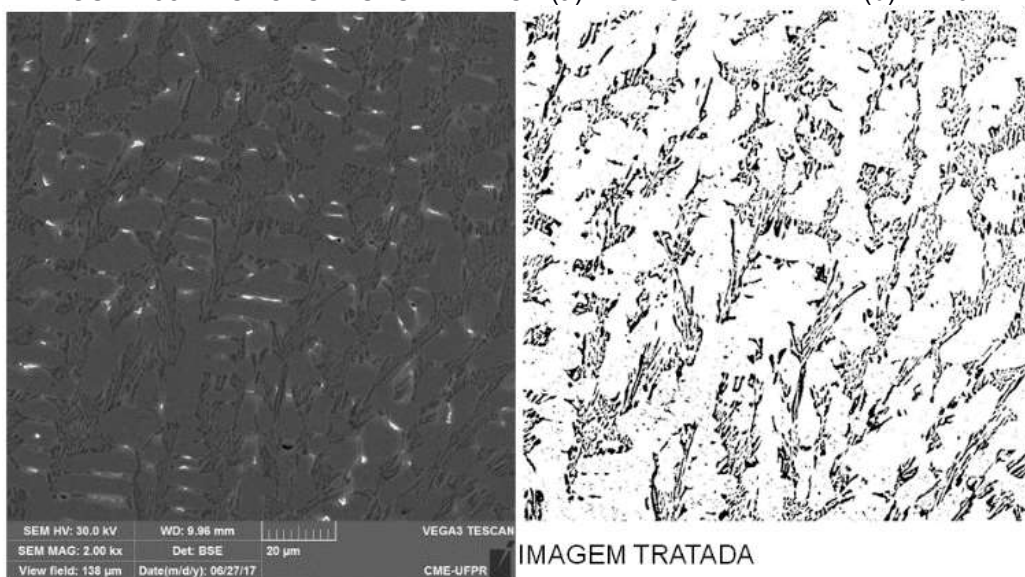


FONTES: Autor (2016)

As análises da microestrutura dos revestimentos foram realizadas a partir de microscopia eletrônica de varredura. A partir do tratamento das imagens com *Software Image J®*, a fração de carbonetos foi determinada primeiramente para o tipo  $M_{23}C_6$  (uma

das fases endurecedoras) presentes nos revestimentos, conforme mostram as FIGURA 38 a FIGURA 41.

FIGURA 38 -MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 120 A



(a) 120 A

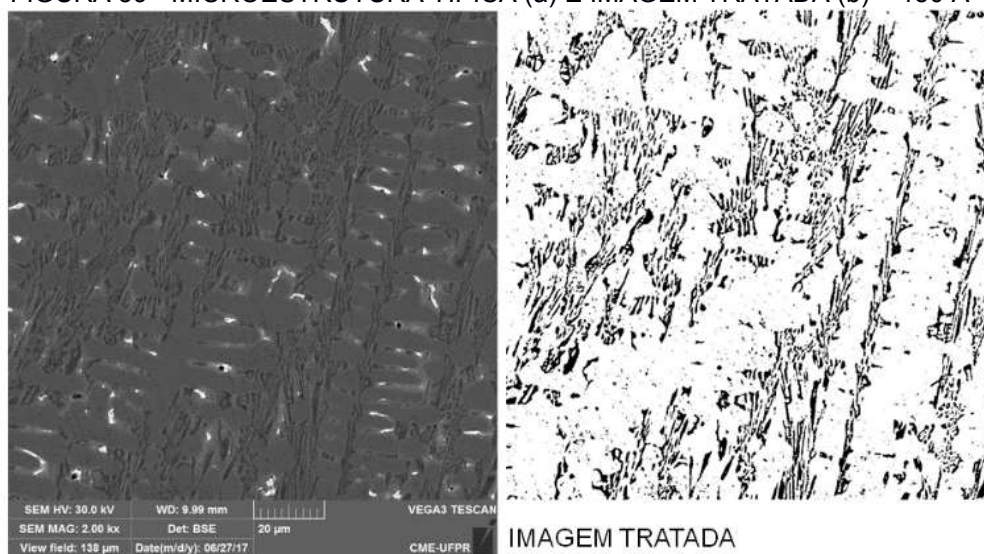
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 120 A

FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 14,2%

FONTE: Autor (2016)

FIGURA 39 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 150 A



(a) 150 A

ELÉTRONS RETROESPALHADOS

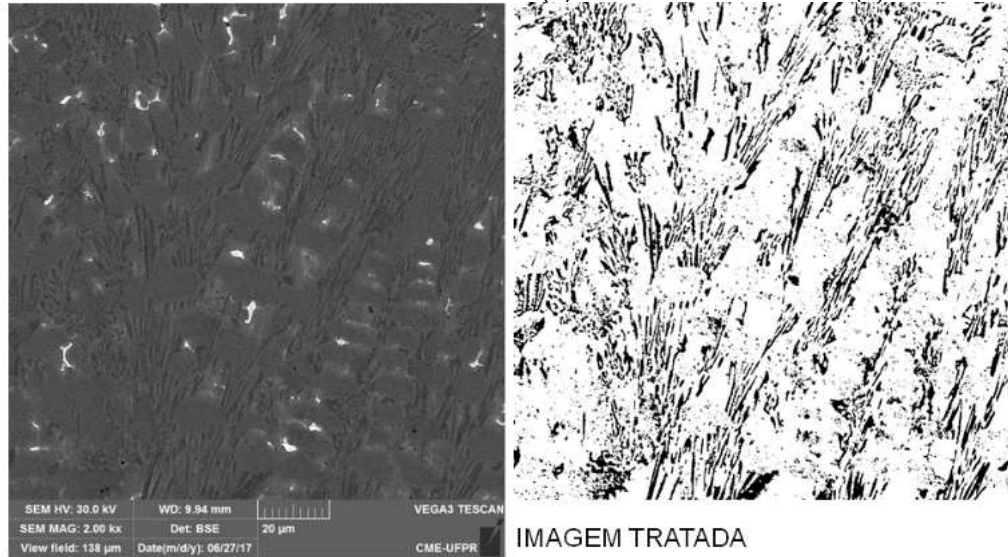
(b) 150 A

FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 15,7%

FONTE: Autor (2016)



FIGURA 40 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 180 A

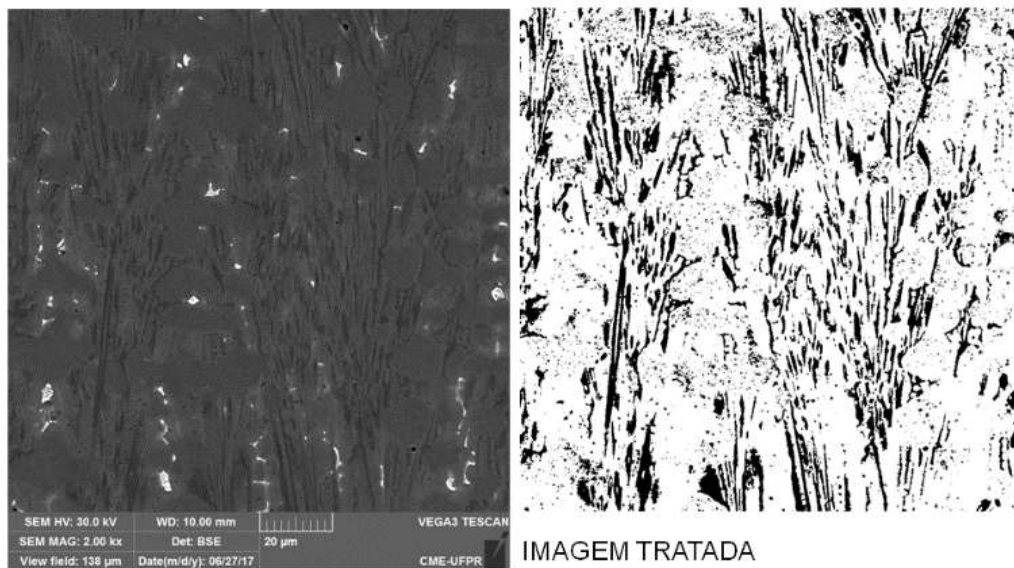


(a) 180 A  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 180 A  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 18,0%

FONTE: Autor (2016)

FIGURA 41 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 200 A



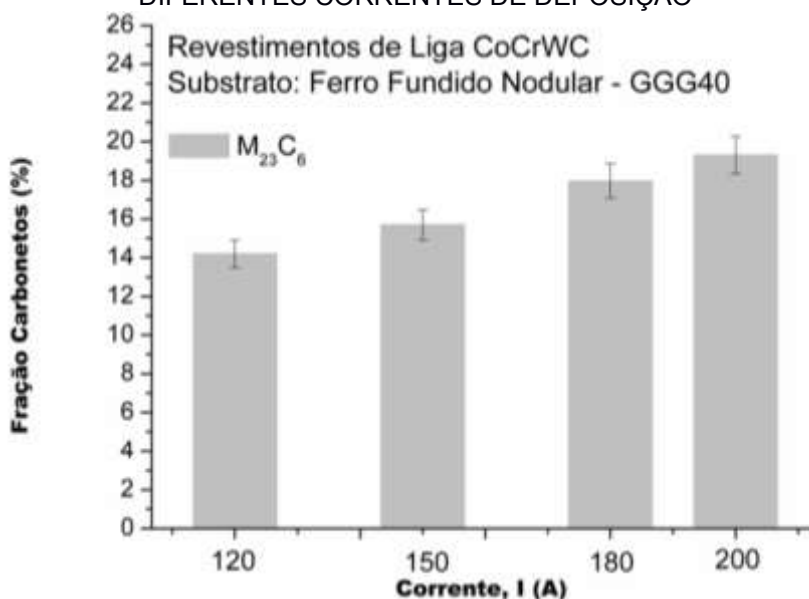
(a) 200 A  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 19,3%

FONTE: Autor (2016)

A partir das análises realizadas observou-se uma fração crescente de carbonetos à medida que a diluição aumentou (ou o aporte térmico aumentou), FIGURA 42.

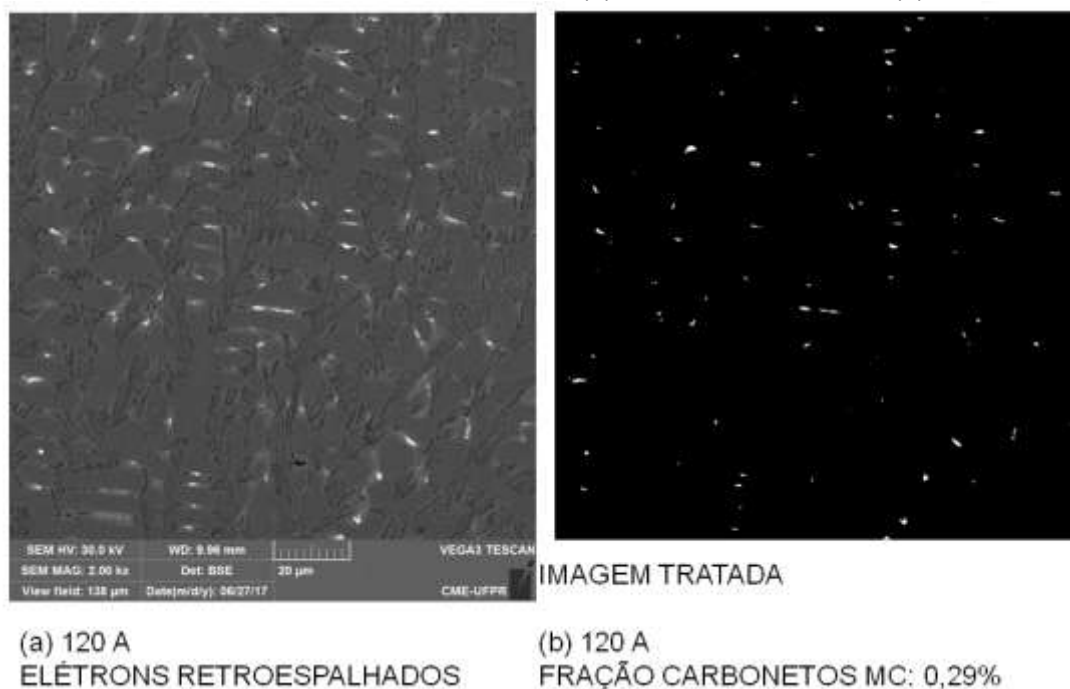
FIGURA 42 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DE CARBONETOS  $M_{23}C_6$  OBTIDOS PARA AS DIFERENTES CORRENTES DE DEPOSIÇÃO



FONTE: Autor (2016)

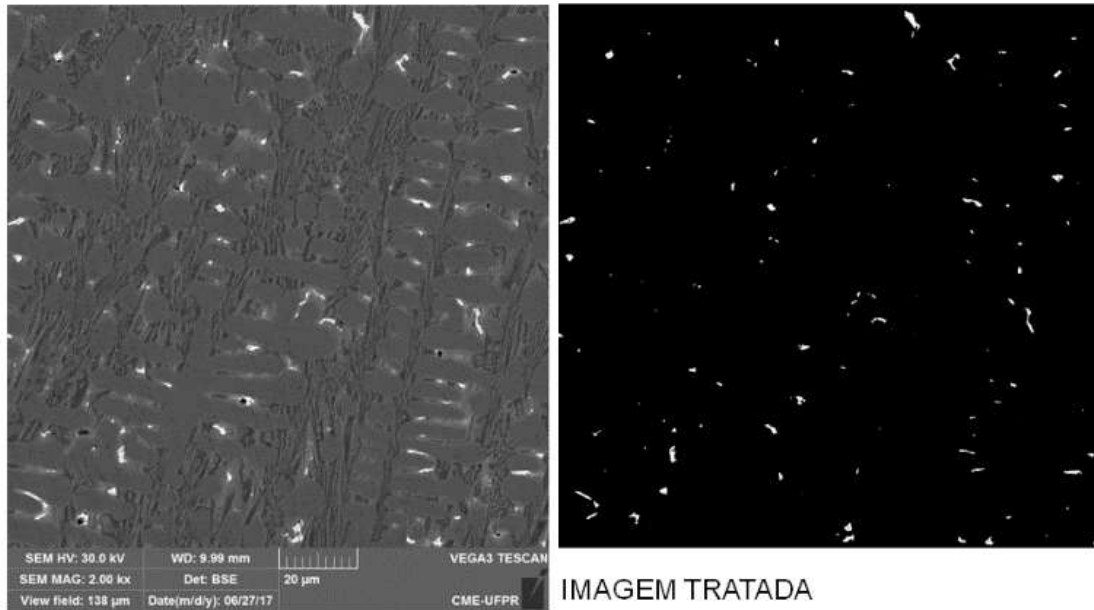
A partir do tratamento das imagens com *Software Image J®*, a fração de carbonetos foi adicionalmente determinada para o carboneto do tipo MC (a fase endurecedora em menor fração) presente nos revestimentos. Estes carbonetos do tipo MC são formados a partir de elementos refratários como o Tungstênio (Shin et al., (2003), conforme mostram as FIGURA 43 a FIGURA 46.

FIGURA 43 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 120 A



FONTE: Autor (2016)

FIGURA 44 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 150 A

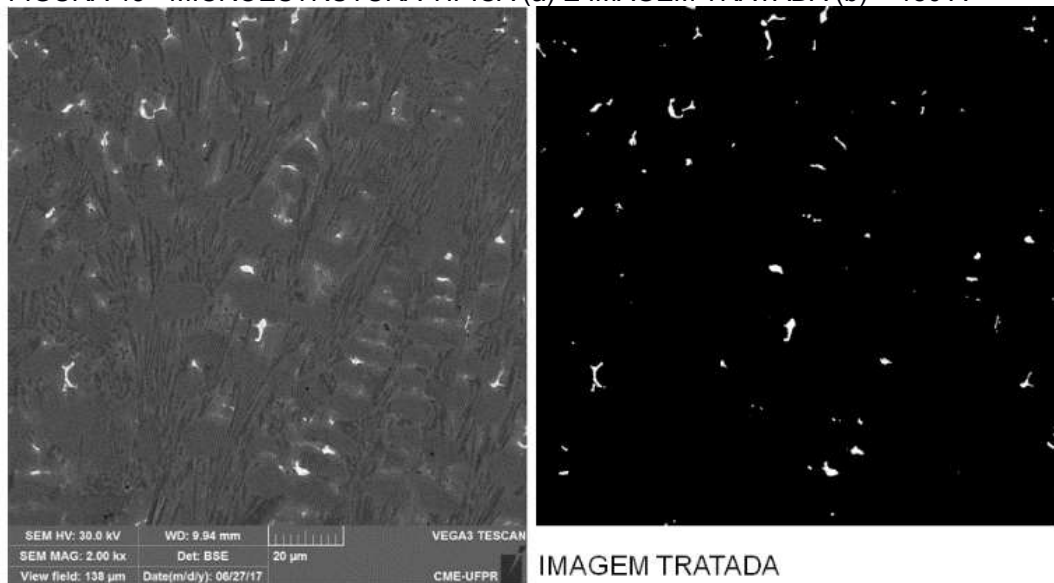


(a) 150 A  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 150 A  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 0,56%

FONTE: Autor (2016)

FIGURA 45 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 180 A

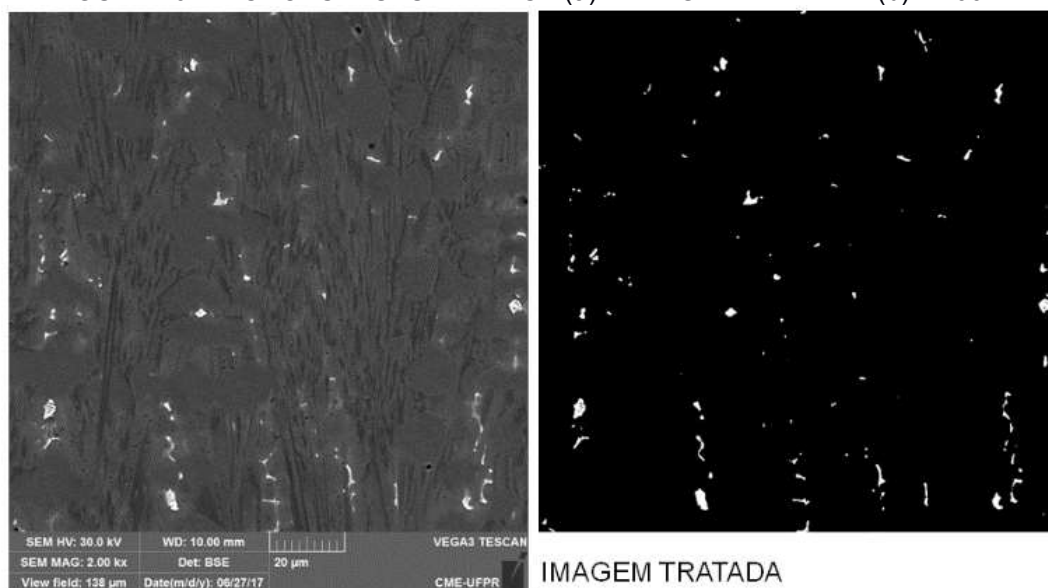


(a) 180 A  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 180 A  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 0,68%

FONTE: Autor (2016)

FIGURA 46 - MICROESTRUTURA TÍPICA (a) E IMAGEM TRATADA (b) – 200 A



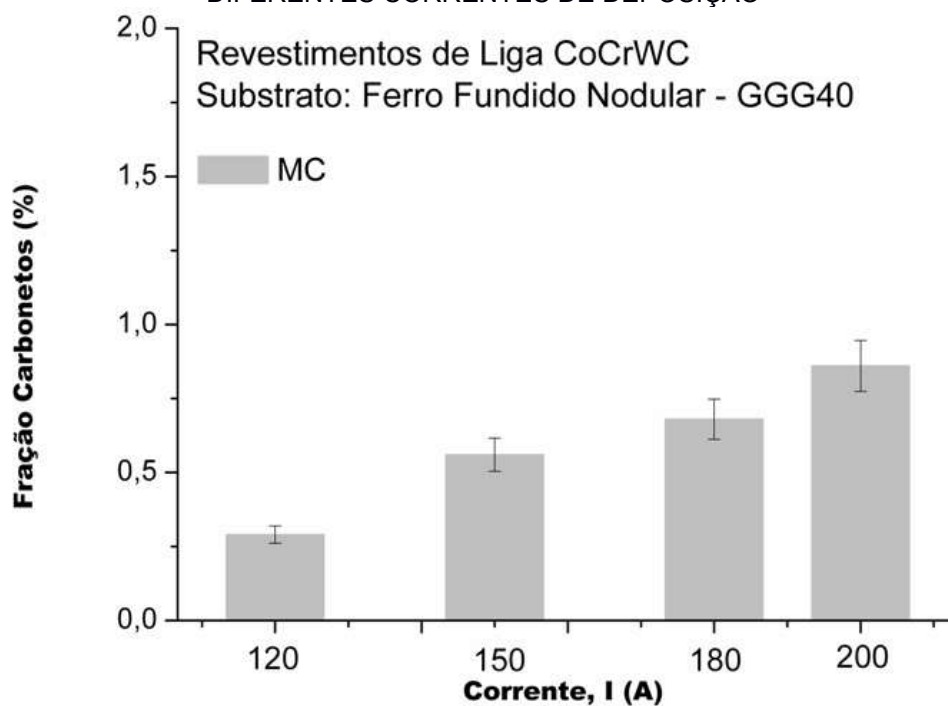
(a) 200 A  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 0,86%

FONTE: Autor (2016)

A partir das análises realizadas observou-se, também, uma fração crescente de carbonetos do tipo MC, à medida que a diluição aumentou, como mostrado na FIGURA 47.

FIGURA 47 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DE CARBONETOS MC OBTIDOS PARA AS DIFERENTES CORRENTES DE DEPOSIÇÃO



FONTE: Autor (2016)

O aumento da concentração de Ferro foi observado com a elevação da corrente de deposição, o que foi confirmado a partir das análises realizadas por EDS, conforme mostra a TABELA 8.

TABELA 8 - DISTRIBUIÇÃO DOS ELEMENTOS PARA AS DIFERENTES FASES MEDIDAS POR EDS

Corrente(A)	Região					
		Co	W	Fe	Si	Cr
120	Co-SS	Bal.	2.9	25.2	1.7	17.6
	Carbonetos $M_{23}C_6$	Bal.	3.9	24.9	2.0	41.5
	Carbonetos MC	Bal.	12.7	21.8	2.2	15.4
150	Co-SS	Bal.	6.3	29.3	2.2	15.2
	Carbonetos $M_{23}C_6$	Bal.	4.6	22.1	0.7	39.2
	Carbonetos MC	Bal.	24.0	22.7	1.5	15.1
180	Co-SS	Bal.	2.0	42.6	2.3	11.9
	Carbonetos $M_{23}C_6$	Bal.	3.7	32.6	1.0	30.6
	Carbonetos MC	Bal.	28.1	28.8	1.4	11.7
200	Co-SS	Bal.	3.4	44.7	2.8	11.1
	Carbonetos $M_{23}C_6$	Bal.	3.4	34.6	0.8	32.2
	Carbonetos MC	Bal.	27.5	29.9	1.1	13.6

Fonte: Autor (2016)

#### 5.1.5 Propriedades mecânicas – dureza e resistência ao desgaste

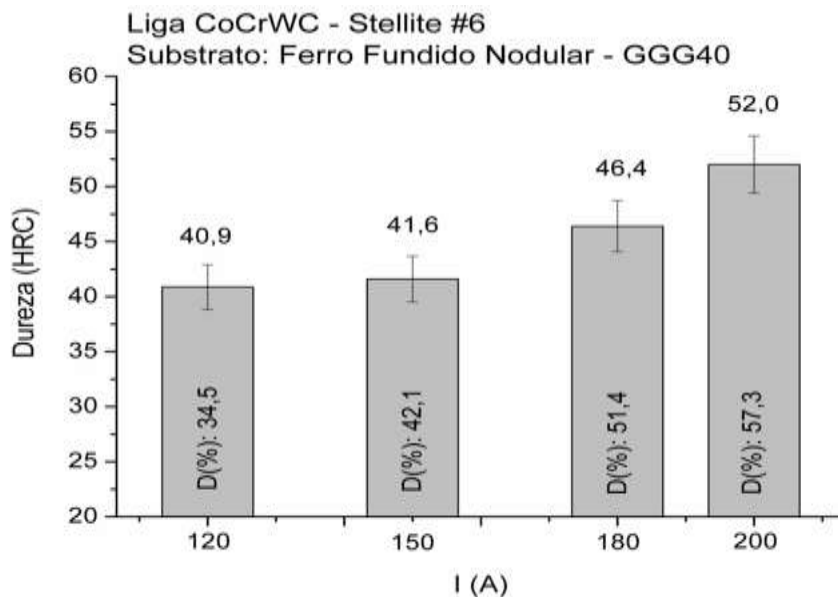
A avaliação do efeito da diluição sobre as propriedades mecânicas dos revestimentos foi realizada primeiramente a partir de ensaios de dureza *Rockwell* na escala C. Considerando que alterações microestruturais foram claramente induzidas pela diluição, é de se esperar que as características mecânicas também apresentem variação. Inicialmente, foram observadas alterações qualitativas na microestrutura com relação ao grau de refinamento da microestrutura (conforme pode ser visualizados nas FIGURA 43 a FIGURA 46), o que está associado ao aporte térmico que modificou a taxa de resfriamento na solidificação e, por conseguinte, o espaçamento dendrítico e o tamanho e distribuição das partículas de carbonetos.

Shin et al., (2003) relata que a dureza da liga *Stellite #6* é diretamente dependente da fração de carbonetos. Paes e Scheid (2014) indicam, da mesma forma, uma relação direta da dureza com a fração de carbonetos formados para revestimentos de liga *Stellite #6* depositados sobre substrato de Aço Inoxidável AISI 316L. Por outro lado, Paes e Scheid (2014) mapearam o efeito da diluição sobre a dureza da mesma liga e os resultados indicaram que o aumento da diluição resulta em redução da dureza.



Neste trabalho, uma maior diluição ao Ferro Fundido GGG40 elevou a dureza a partir da redução na fração de solução sólida em Cobalto e aumento na fração de carbonetos interdendríticos, apesar do menor grau de refinamento observado, conforme mostra a FIGURA 48. Verificou-se para a corrente de 120 A (onde a diluição é a menor) uma menor dureza - 40,9 HRC. O aumento da corrente de deposição promoveu o aumento da diluição e também o aumento da dureza, alcançando 52,0 HRC para 200 A.

FIGURA 48 - DUREZA ROCKWELL "C" VERSUS CORRENTE DE DEPOSIÇÃO E DILUIÇÃO PARA CORDÕES ÚNICOS



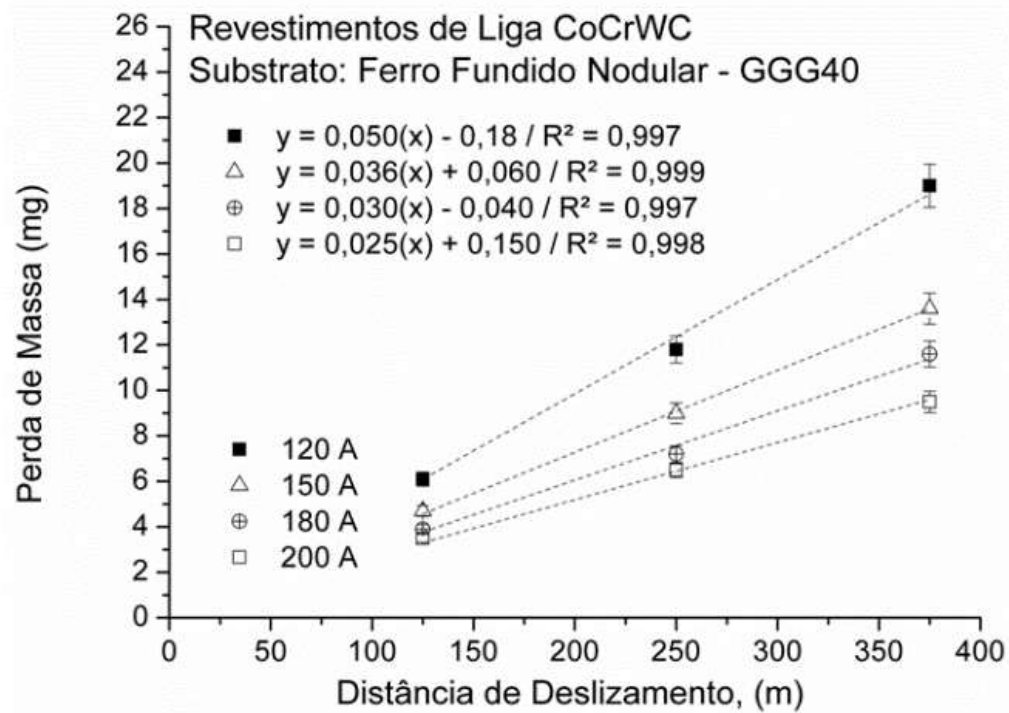
FONTE: Autor (2016)

Adicionalmente, os resultados dos ensaios de deslizamento tipo pino sobre disco reforçam os resultados dos ensaios de dureza. Observou-se uma redução na taxa de perda de massa em desgaste à medida que a corrente de deposição aumentou, conforme mostram as FIGURA 48 e FIGURA 49.

As FIGURA 49 e FIGURA 50 apresentam as curvas de desgaste e os coeficientes de perda de massa obtidos para os cordões únicos. De acordo com Shin et al., (2003), a resistência ao desgaste abrasivo da liga *Stellite #6* é diretamente afetada pelo grau de refinamento das dendritas de solução sólida e dos carbonetos, como também pela fração de carbonetos. Observou-se que, quanto maior a diluição ao substrato (GGG 40), menor o coeficiente de perda de massa ou maior a resistência ao desgaste abrasivo, sendo o oposto do que apresentaram Paes e Scheid (2014). Este resultado pode ser diretamente associado ao substrato escolhido neste trabalho e mostra

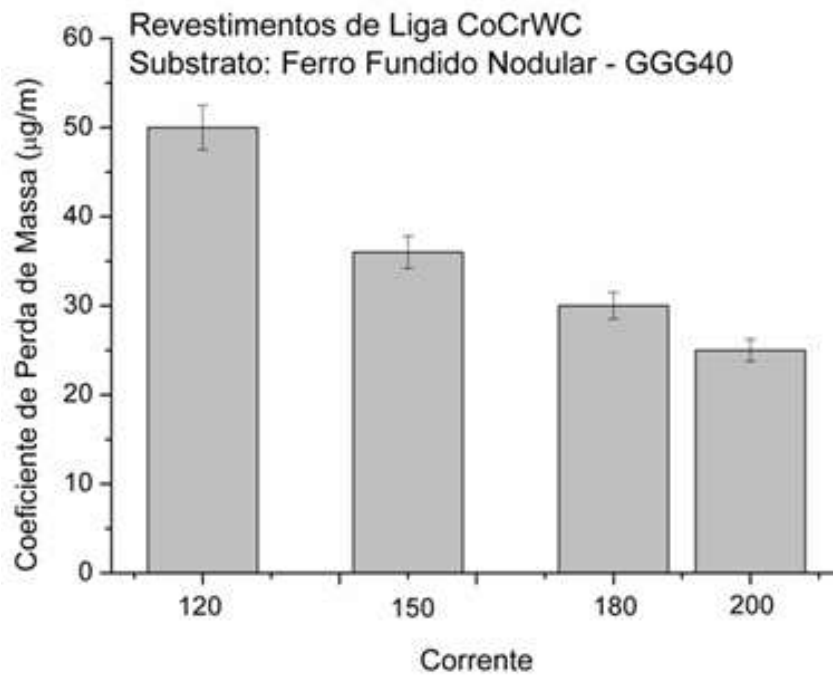
uma possibilidade importante de melhora do desempenho em desgaste com o incremento da diluição.

FIGURA 49 - CURVAS DE DESGASTE OBTIDAS PARA OS CORDÕES ÚNICOS



FONTE: Autor (2016)

FIGURA 50 - COEFICIENTES DE PERDA DE MASSA PARA OS CORDÕES ÚNICOS

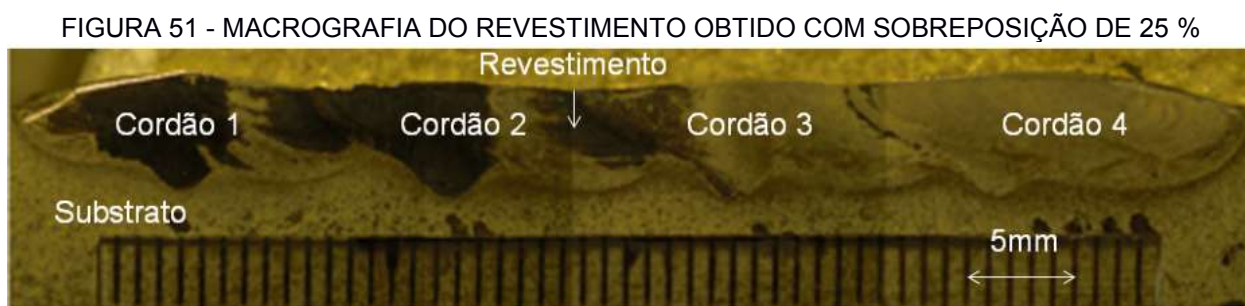


FONTE: Autor (2016)

## 5.2 REVESTIMENTOS DEPOSITADOS COM SOBREPOSIÇÃO 25 %

### 5.2.1 Aspecto geral

A inspeção visual dos revestimentos com quatro passes e 25 % de sobreposição indicou a obtenção de uma superfície lisa e livre de defeitos de soldagem como: mordeduras, porosidades e até mesmo trincas, o que pode representar um alto potencial para fabricação de componentes revestidos com o sistema revestimento-substrato escolhido. A FIGURA 51 apresenta a macrografia em seção transversal para os revestimentos.



FONTE: Autor (2016)

### 5.2.2 Diluição

A partir da macrografia dos revestimentos com 25 % de sobreposição e com o auxílio do *Software Image J*® foram medidas as áreas fundidas do cordão anterior e do substrato passe a passe, conforme mostra a TABELA 9. Para o cálculo da diluição foi utilizado o método proposto por Scheid em seu relatório de pesquisa CNPq (2016), já explicado no Item 4 do capítulo procedimento experimental.

Constatou-se que, para o primeiro cordão de sobreposição, a diluição é muito semelhante à condição de cordão único com corrente de deposição de 200 A, sendo que, para o primeiro cordão, a diluição encontrada foi de 58,0 % e, para o cordão único depositado com 200 A de corrente, a diluição verificada foi de 57,3 %.

Para os cordões depositados 2, 3 e 4 verificou-se que, à medida que se acrescenta um novo cordão, a diluição aumenta. Os valores obtidos foram de 60,6 % para o segundo e o terceiro cordão e de 61,1 % para o quarto cordão depositado.

TABELA 9 - ÁREAS FUNDIDAS MEDIDAS NO CORDÃO DE SOBREPOSIÇÃO DE 25 % PARA O CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME METODOLOGIA APRESENTADA ANTERIORMENTE. A - ÁREA FUNDIDA AO SUBTRATO. A+B - ÁREA TOTAL DO CORDÃO. C - ÁREA FUNDIDA DO CORDÃO ANTERIOR

Valores das áreas dos cordões com 25 % de sobreposição				
Valor	Cordão 1	Cordão 2	Cordão 3	Cordão 4
Área (A) mm <sup>2</sup>	0,972	1,004	0,934	0,898
Área (A+B) mm <sup>2</sup>	1,531	1,799	1,799	1,799
Área (C) mm <sup>2</sup>	-	0,150	0,257	0,334
Diluição (%)	58,0	60,6	60,6	61,1

FONTE: Autor (2017)

Adicionalmente, foram calculadas as diluições cordão a cordão pelo Método de Toyserkani, utilizando as medidas do teor de Ferro, conforme mostrado na TABELA 10. Observou-se que, para o primeiro cordão a diluição foi similar à diluição obtida pelo teor de Ferro para cordões únicos depositados com corrente de 200 A (diluição de 57 % com 50,4 % de Ferro – cordão único (200 A) / diluição de 56,6 % para 49,7 % de Ferro para o primeiro cordão depositado no revestimento com 4 cordões).

Observou-se que, à medida que se deposita um novo cordão, a diluição pelo teor de Ferro aumentou com valores de 59,0 % para o segundo cordão, 61,0 % para o terceiro e 63,0 % para o quarto cordão. Isto está relacionado, muito provavelmente, ao aquecimento do substrato que ocorreu devido a deposição do cordão anterior.

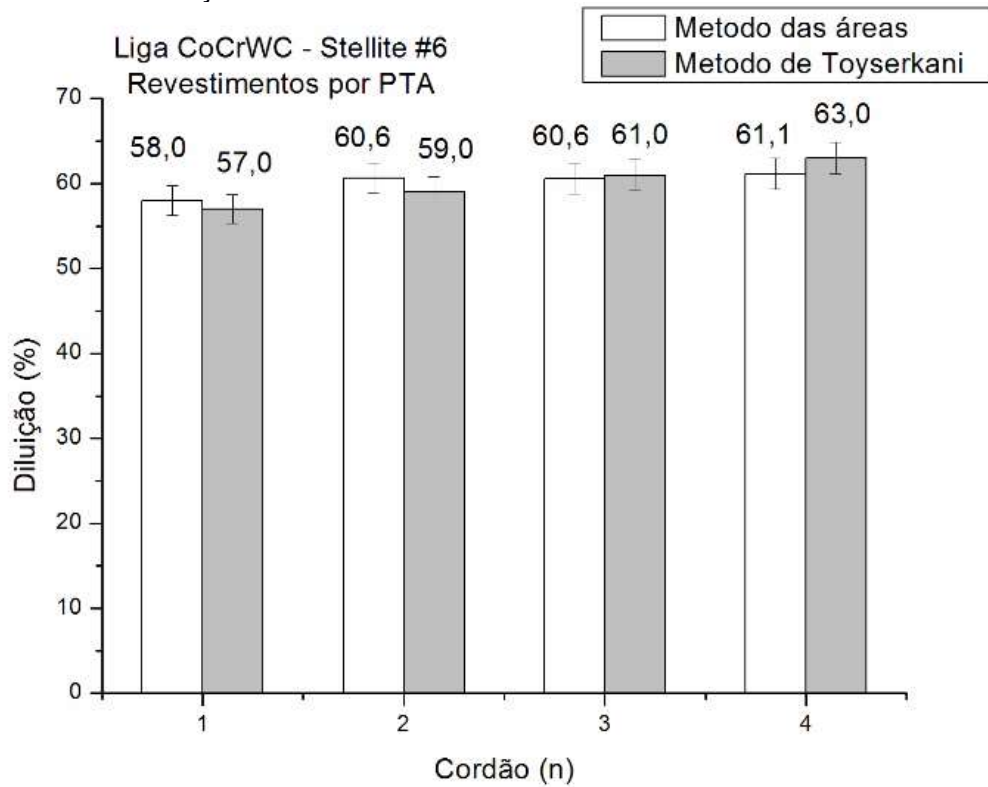
TABELA 10 - CÁLCULO DA DILUIÇÃO CONFORME TOYSERKANI Et al., (2005) - SOBREPOSIÇÃO 25% - DILUIÇÃO PELO PERCENTUAL DE FERRO

<b>CORDÃO</b>	<b>% FERRO</b>	<b>DILUIÇÃO %</b>
1	50,4	57,0
2	52,4	59,0
3	54,2	61,0
4	55,5	63,0

FONTE: Autor (2017)

Observou-se que, para o primeiro cordão, a diluição por ambos os métodos foi semelhante à diluição do cordão único com corrente de deposição de 200 A, obtendo-se um pequeno acréscimo na diluição a partir da deposição dos cordões seguintes. A FIGURA 52 apresenta o comparativo da diluição obtida pelos dois métodos: Método das Áreas e Método de Toyserkani. Vale destacar, ainda, uma pequena variação entre os valores obtidos a partir dos dois métodos, sendo esta, acentuada para o quarto cordão. As diferenças foram de 1,0 % para o primeiro cordão, de 1,6 % para o segundo, de 0,4 % para o terceiro e de 1,9 % para o quarto cordão.

FIGURA 52 - DILUIÇÃO PELO MÉTODO DAS ÁREAS E MÉTODO DE TOYSERKANI



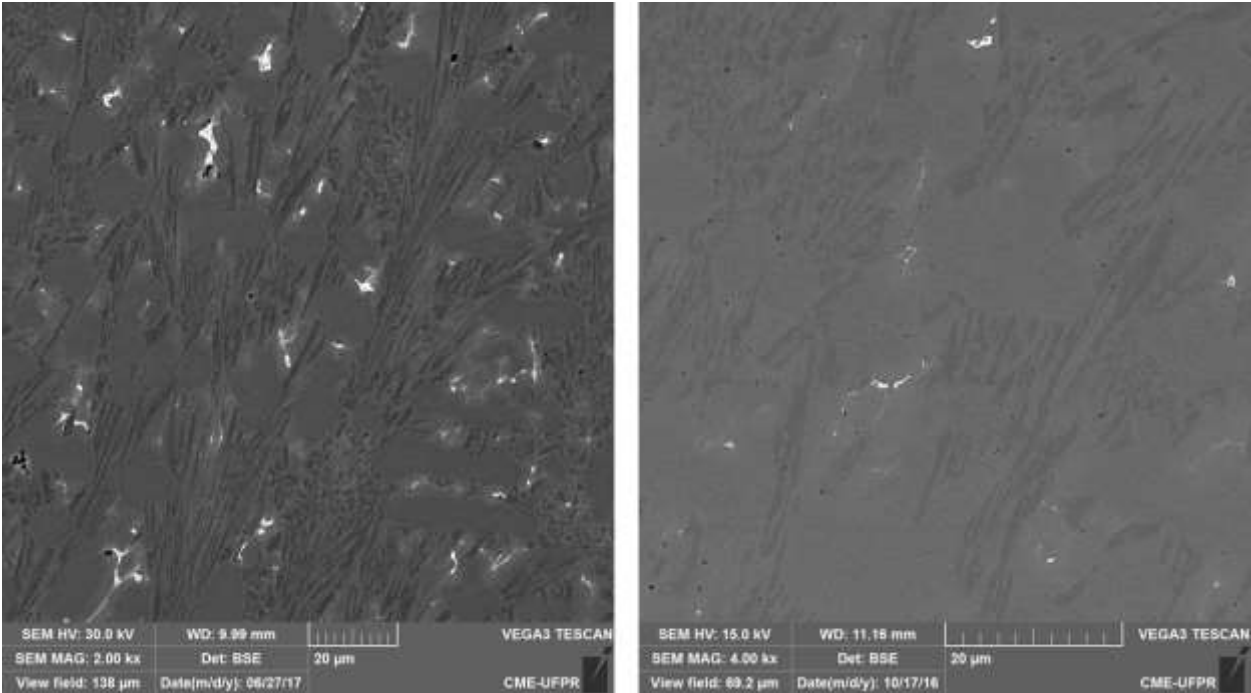
FONTE: Autor (2017)

### 5.2.3 Microestrutura, Fração de Fases e EDS

A partir da análise da microestrutura por microscopia ótica observou-se que, independentemente da diluição com o substrato, os revestimentos apresentaram uma microestrutura constituída por dendritas de solução sólida em Cobalto (Co-SS) e carbonetos interdendríticos, conforme pode ser visto nas FIGURA 53 a FIGURA 55.

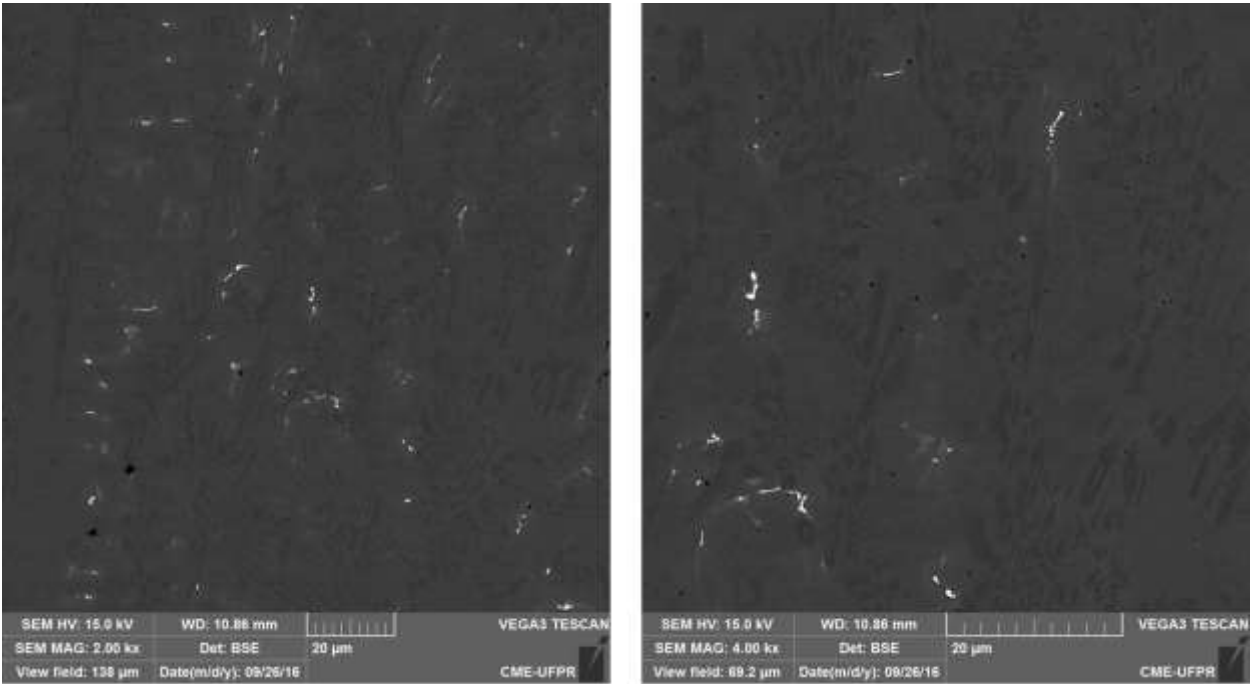
Adicionalmente, análises da microestrutura dos revestimentos foram realizadas a partir de microscopia eletrônica de varredura. A partir do tratamento das imagens com *Software Image J®*, a fração de carbonetos foi determinada, primeiramente, para o tipo  $M_{23}C_6$  (uma das fases endurecedoras) presentes nos revestimentos, conforme mostram as FIGURA 56 a FIGURA 59.

FIGURA 53 - MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO PROCESSADO A 200 A E SOBREPOSIÇÃO DE 25 %: CORDÃO 2



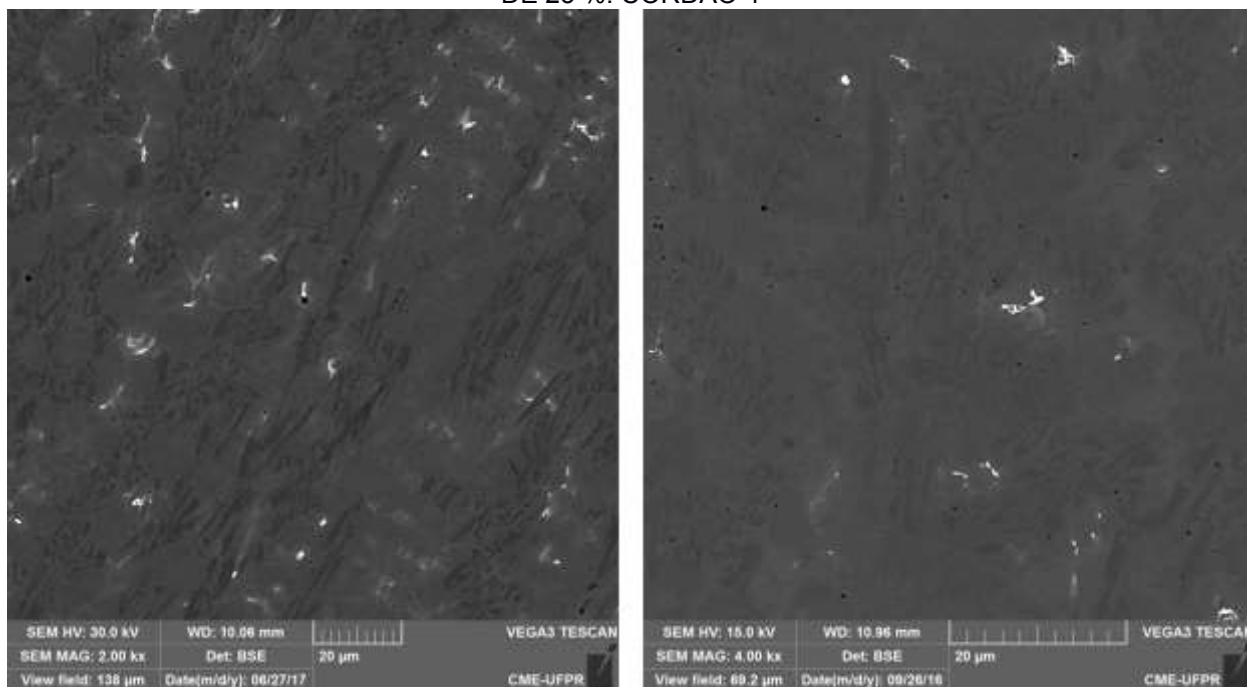
FONTE: Autor (2016)

FIGURA 54 - MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO PROCESSADO A 200 A E SOBREPOSIÇÃO DE 25 %: CORDÃO 3



FONTE: Autor (2016)

FIGURA 55 - MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO PROCESSADO A 200 A E SOBREPOSIÇÃO DE 25 %: CORDÃO 4

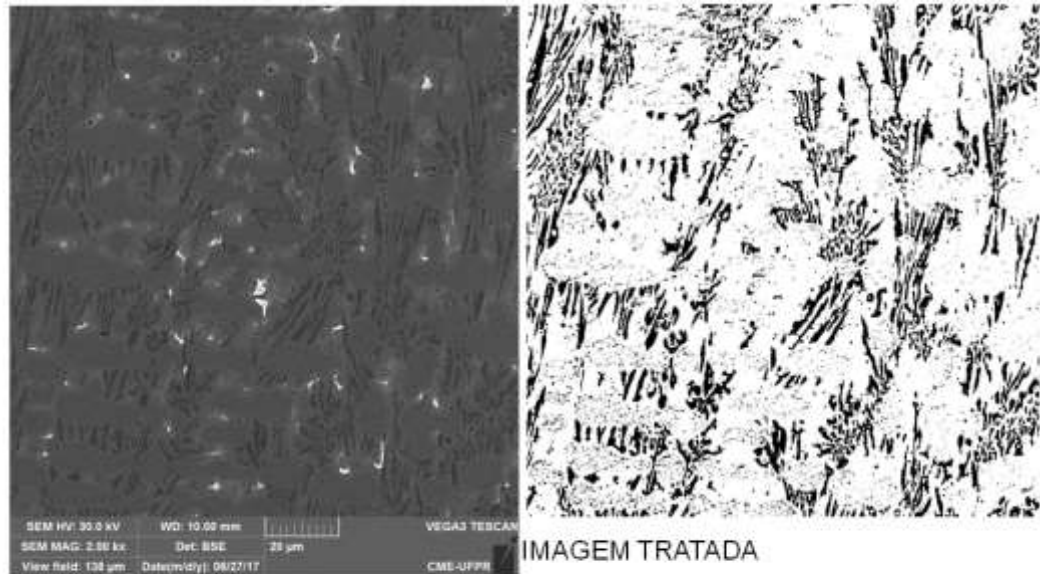


FONTE: Autor (2016)

A partir das análises realizadas verificou-se que a fração de carbonetos  $M_{23}C_6$  aumenta com a aplicação de um novo cordão. A produção de áreas revestidas neste trabalho se baseou na ideia de escolher uma pequena sobreposição visando elevada diluição ao substrato, já que uma maior dureza é resultado da maior diluição. Desta forma, verificou-se, a partir do segundo cordão, uma fração maior de carbonetos (fase endurecedora da liga), afirmando a tendência esperada.



FIGURA 56 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 1: 200 A

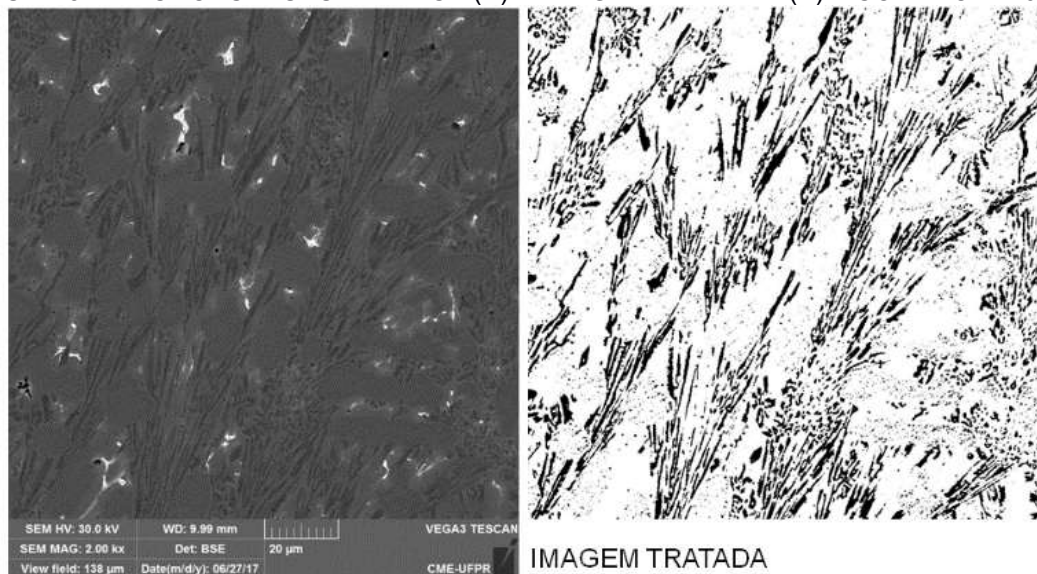


(a) 200 A – CORDÃO 1  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A - CORDÃO 1  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 19,6%

FONTE: Autor (2017)

FIGURA 57 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 2: 200 A



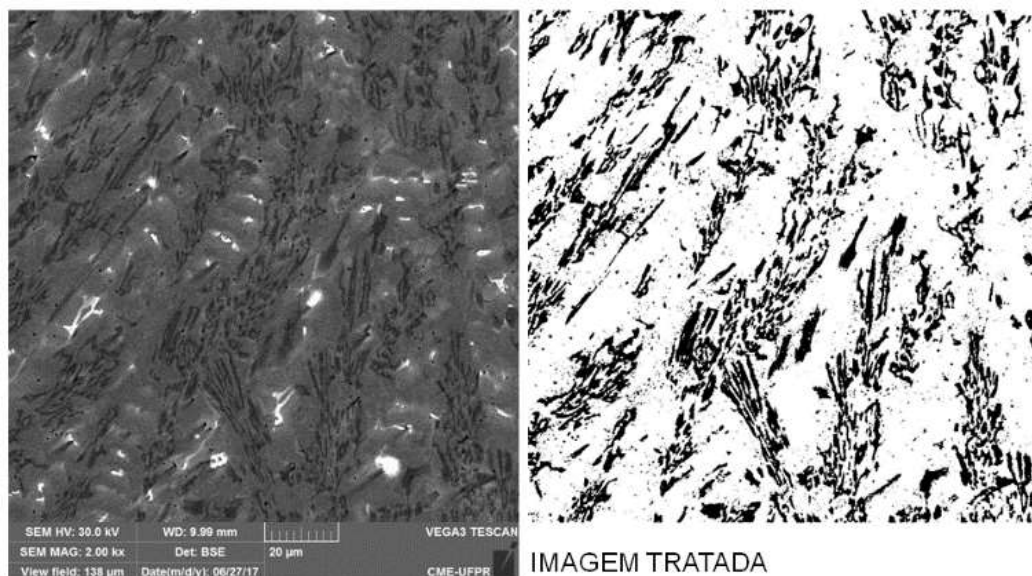
(a) 200 A – CORDÃO 2  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A – CORDÃO 2  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 19,4%

FONTE: Autor (2017)

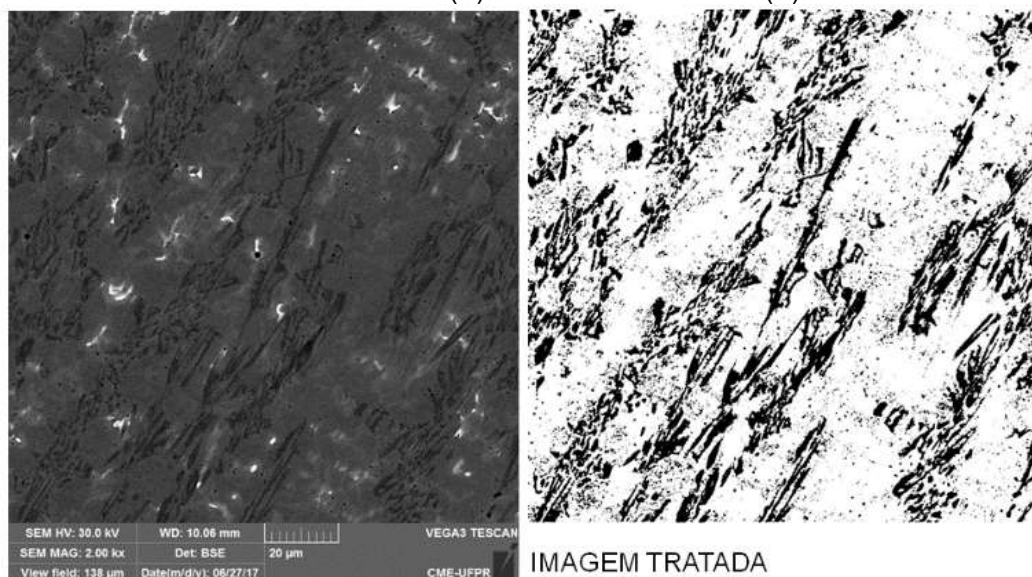


FIGURA 58 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 3: 200 A

(a) 200 A – CORDÃO 3  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS(b) 200 A – CORDÃO 3  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 23,2%

FONTE: Autor (2017)

FIGURA 59 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 4: 200 A

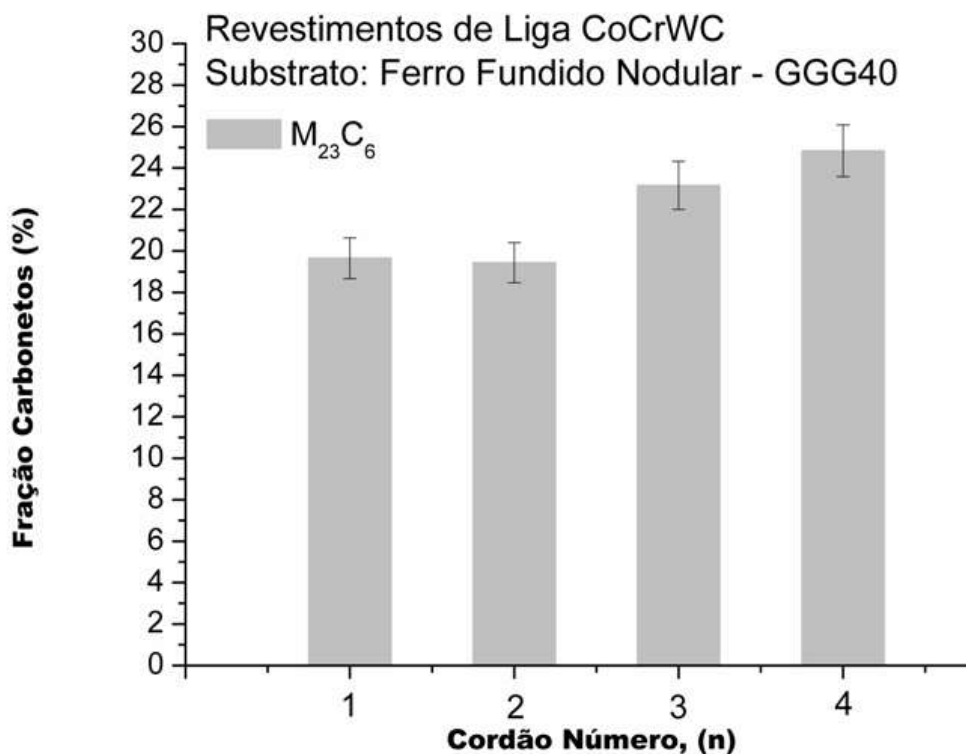
(a) 200 A – CORDÃO 4  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS(b) 200 A – CORDÃO 4  
FRAÇÃO CARBONETOS  $M_{23}C_6$ : 24,8%

FONTE: Autor (2017)

A partir das análises realizadas observou-se uma fração crescente de carbonetos  $M_{23}C_6$  à medida que um novo cordão é aplicado, o que pode ser associado ao aquecimento do substrato ocasionado pela aplicação do cordão anterior, com

consequente aumento da diluição e do teor de carbono do revestimento conforme mostra, resumidamente, a FIGURA 60.

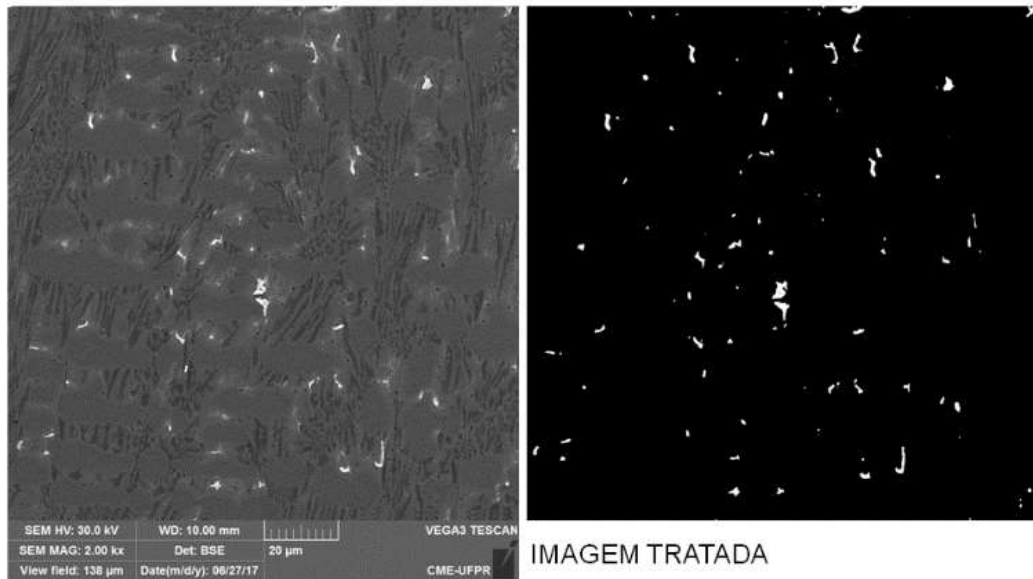
FIGURA 60 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DE CARBONETOS  $M_{23}C_6$  OBTIDOS PARA A ÁREA REVESTIDA CORDÃO A CORDÃO



FONTE: Autor (2017)

A partir do tratamento das imagens com *Software Image J®*, a fração de carbonetos foi, finalmente, determinada para o carboneto do tipo MC (a fase endurecedora em menor fração) presente nos revestimentos (cordão a cordão) com sobreposição de 25 %, conforme mostram as FIGURA 61 a FIGURA 64.

FIGURA 61 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 1: 200 A

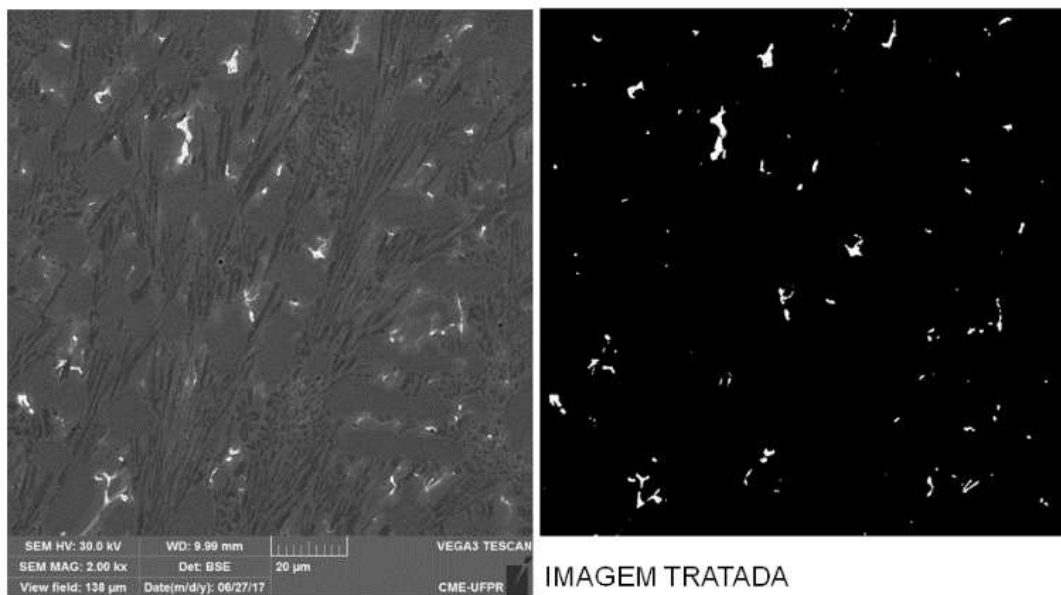


(a) 200 A – CORDÃO 1  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A – CORDÃO 1  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 0,84%

FONTE: Autor (2017)

FIGURA 62 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 2: 200 A

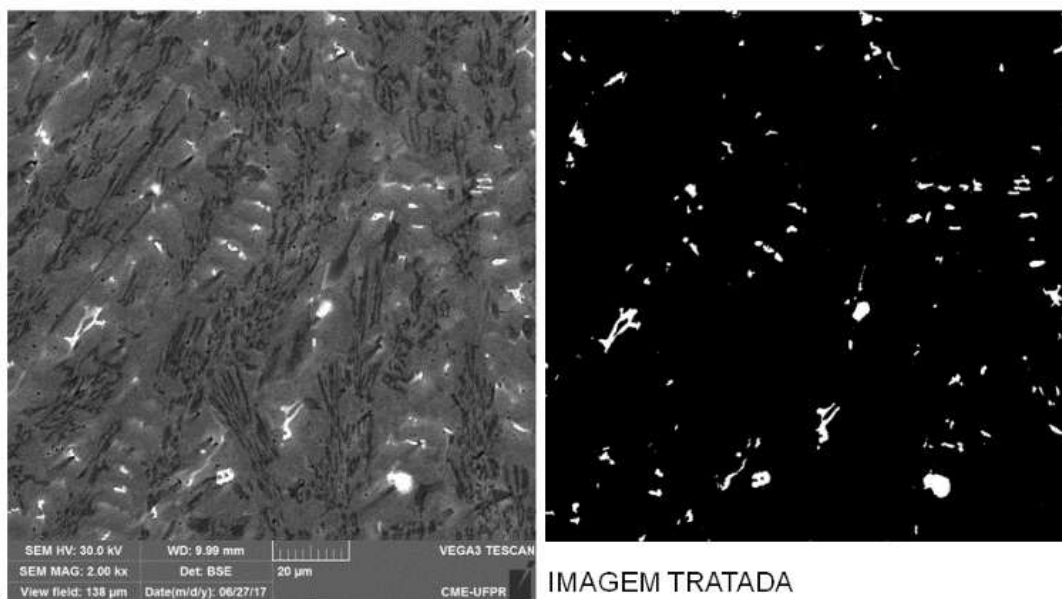


(a) 200 A – CORDÃO 2  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A – CORDÃO 2  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 0,92%

FONTE: Autor (2017)

FIGURA 63 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 3: 200 A

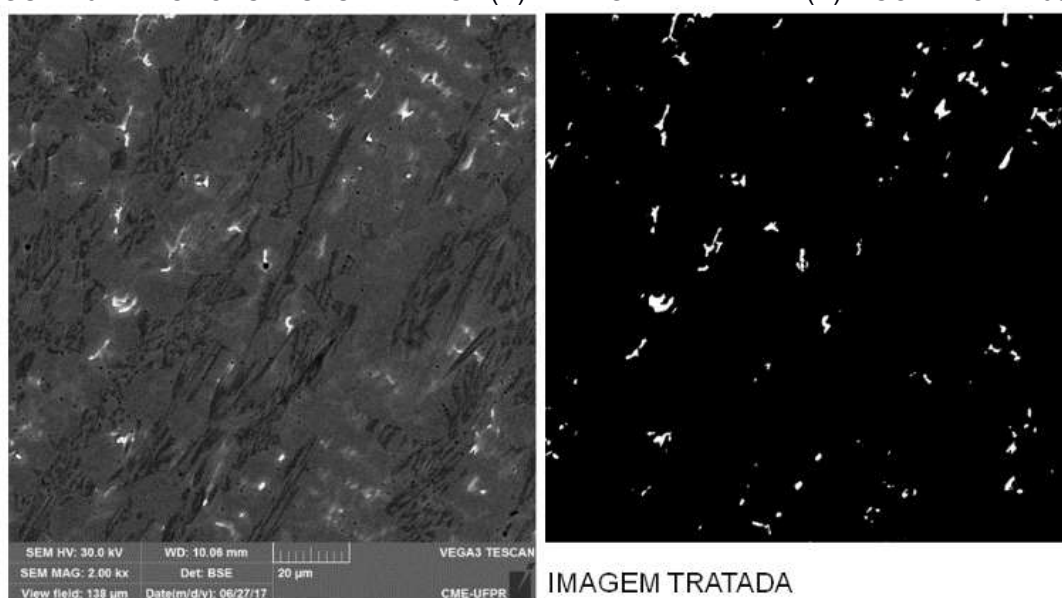


(a) 200 A – CORDÃO 3  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

(b) 200 A – CORDÃO 3  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 1,16%

FONTE: Autor (2017)

FIGURA 64 - MICROESTRUTURA TÍPICA (A) E IMAGEM TRATADA (B) – CORDÃO 4: 200 A



(a) 200 A – CORDÃO 4  
ELÉTRONS RETROESPALHADOS

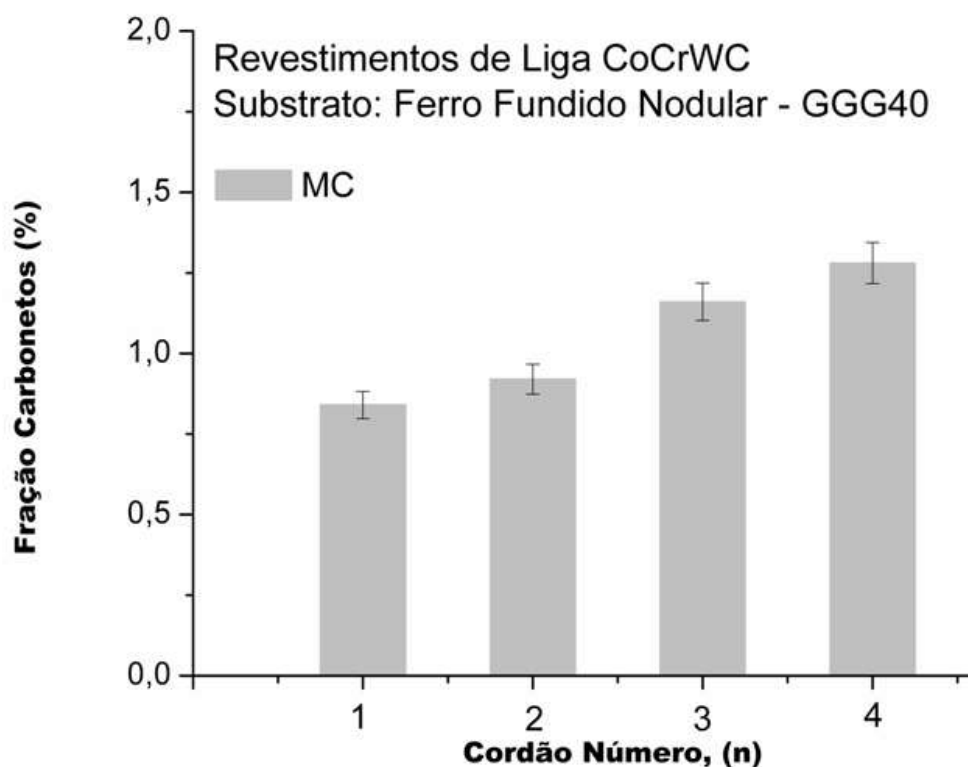
(b) 200 A – CORDÃO 4  
FRAÇÃO CARBONETOS MC: 1,28%

FONTE: Autor (2017)

Novamente, observa-se aqui o aumento da fração de carbonetos do tipo MC, à medida que um novo cordão é depositado com sobreposição ao anterior, conforme mostrado na FIGURA 65. Deve-se destacar que os resultados são coerentes com os valores obtidos para o cordão único depositado com corrente de 200 A.



FIGURA 65 - COMPARATIVO DAS FRAÇÕES DE CARBONETOS MC OBTIDOS CORDÃO A CORDÃO

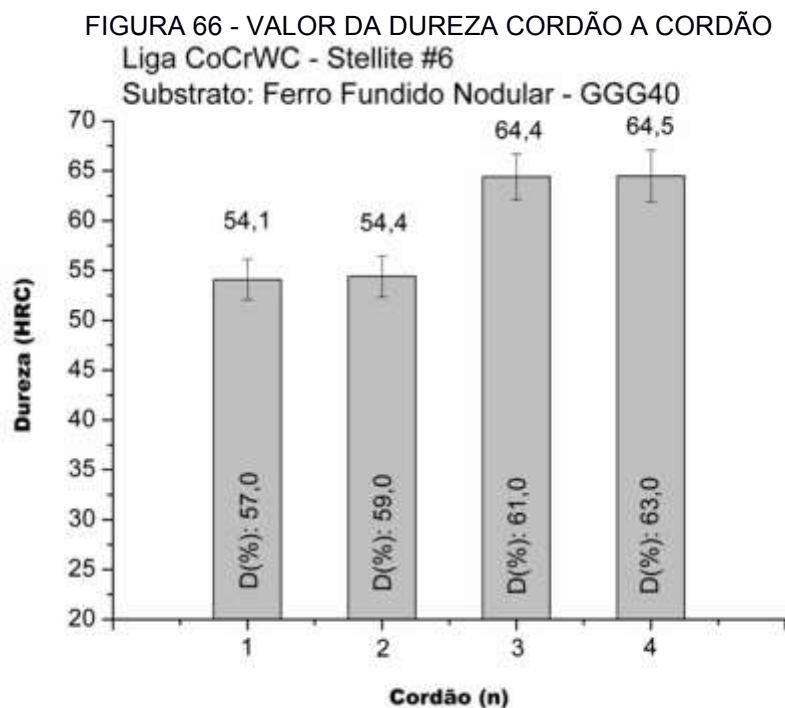


FONTE: Autor (2017)

#### 5.2.4 Propriedades mecânicas – dureza e resistência ao desgaste

A FIGURA 66 apresenta o resultado da dureza cordão a cordão para os revestimentos com 25 % de sobreposição. É conveniente observar que, com o aumento da diluição, observado a cada novo cordão depositado, a fração de carbonetos também aumentou. Portanto, considerando os mecanismos de endurecimento da liga, este resultado segue a lógica e a dureza também aumenta a cada novo cordão aplicado.

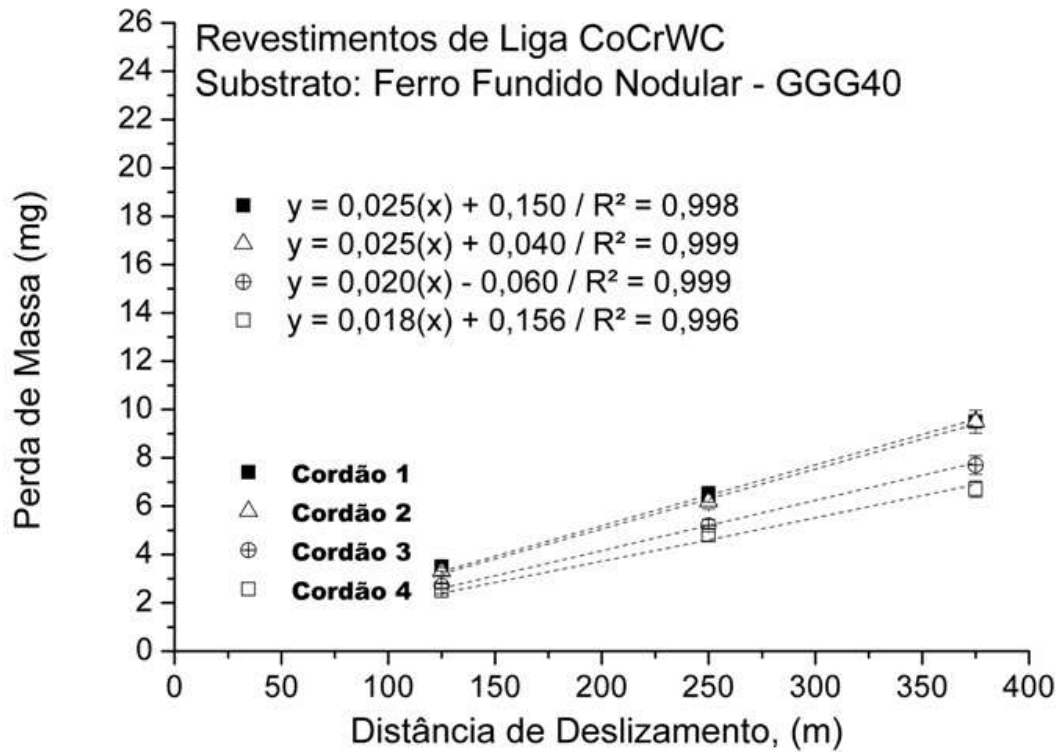
Verificou-se para o primeiro cordão uma dureza um pouco superior (54,1 HRC) ao cordão único depositado (48,9 HRC), o que pode estar relacionado ao ciclo térmico decorrente da aplicação dos quatro cordões, apesar das frações encontradas serem muito similares.



FONTE: Autor (2016)

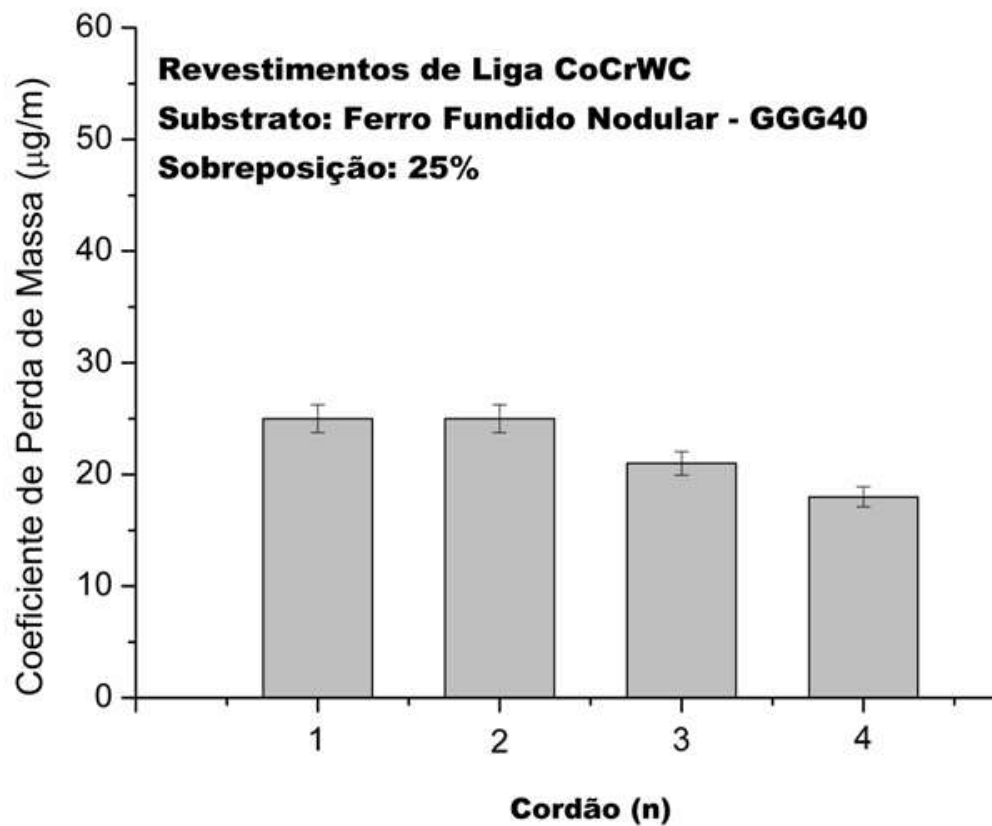
Adicionalmente, os resultados dos ensaios de deslizamento tipo pino sobre disco reforçam os resultados dos ensaios de dureza. Observou-se uma redução na taxa de perda de massa em desgaste à medida que um novo cordão foi depositado com 25 % de sobreposição, conforme mostram as FIGURA 67 e FIGURA 68. É importante destacar que, conforme Shin et al., (2003) e Paes e Scheid (2014), a dureza e a resistência ao desgaste mostraram coerência com a microestrutura observada. Em outras palavras, uma maior fração de carbonetos, tanto do tipo  $M_{23}C_6$  quanto MC, contribuíram para uma maior dureza e menor coeficiente de perda de massa em desgaste para os revestimentos depositados. Vale destacar que, o leve aumento da dureza e do desempenho em desgaste observado, especialmente, para o terceiro e o quarto cordão indicam que o aquecimento do substrato e possivelmente o efeito do ciclo térmico induziram a este comportamento.

FIGURA 67 - CURVAS DE DESGASTE OBTIDAS CORDÃO A CORDÃO



FONTE: Autor (2016)

FIGURA 68 – COMPARATIVO DE DESGASTE CORDÃO A CORDÃO



FONTE: Autor (2016)

## 6 CONCLUSÕES

O presente trabalho avaliou o efeito da diluição sobre a microestrutura, dureza e resistência ao desgaste de revestimentos CoCrWC depositados pelo processo de PTA sobre substrato de elevado teor de Carbono do tipo Ferro Fundido Nodular GGG40. As principais conclusões são:

- Apesar da diferente interação com o substrato, a microestrutura formada nos revestimentos é alterada apenas quanto ao grau de refino e balanço de fases presentes, permanecendo uma morfologia dendrítica com matriz de Cobalto (Co-SS) e carbonetos interdendríticos.

- A alteração da composição química decorrente da diluição resultou essencialmente na elevação do teor de Ferro e Carbono, o que levou ao aumento da fração de carboneto  $M_{23}C_6$  com Cromo e Ferro, como também o carboneto de Tungstênio. Adicionalmente, uma maior diluição promoveu, o coalescimento dos carbonetos.

- A partir do estudo realizado foi possível observar, claramente, que estruturas mais grosseiras são formadas com o aumento da corrente, em decorrência do maior aporte térmico na soldagem. Apesar disso e da contaminação com Ferro do substrato, a introdução de maior teor de Carbono levou à formação de uma grande quantidade de carbonetos de Ferro-Cromo ( $M_{23}C_6$ ) e Tungstênio (MC), o que faz com que a dureza se eleve. De fato, isto realça que o fator dominante sobre esta propriedade é a razão Co-SS/carbonetos.

- De forma coerente com a tendência de alteração microestrutural e de dureza, a resistência ao desgaste dos revestimentos de cordão único foi elevada com o aumento da diluição. Assim, menor coeficiente de perda de massa foi obtido para um maior aporte térmico.

- O revestimento de área com sobreposição de cordões de 25 % mostrou que, a partir do terceiro cordão há um acréscimo da dureza e da resistência ao desgaste. Este incremento está, provavelmente, relacionado ao aquecimento do substrato causado pela aplicação dos cordões antecedentes, o que gera um incremento da diluição e, por conseguinte, da fração de carbonetos.

- Destaca-se aqui a importância do estudo do sistema liga-substrato selecionado, bem como das condições de processamento para a correta previsão das características



finais dos revestimentos. O presente trabalho mostrou uma condição atrativa para a deposição sobre ferros fundidos acerca do efeito da diluição sobre a microestrutura e propriedades de revestimentos à base de Cobalto. Isto reforça a importância da escolha do substrato sobre as características finais dos revestimentos soldados.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com a contribuição realizada sobre a microestrutura e propriedades dos revestimentos de Cobalto CoCrWC (*Stellite #6*) pelo processo de PTA sobre substrato de Ferro Fundido Nodular Ferrítico GGG40 é possível apresentar algumas sugestões para os trabalhos futuros, sendo eles:

- As informações mapeadas sobre a geometria dos cordões únicos servirão de base para o desenvolvimento e produção de revestimentos para vários aportes térmicos com a liga CoCrWC, uma vez que são necessárias para a proposição do grau de sobreposição de cordões.

- Medidas do teor de Ferro médio dos revestimentos indicaram uma relação linear com a corrente de deposição. Sugere-se, portanto, a realização da avaliação do efeito do teor de Ferro sobre a resistência à corrosão destes revestimentos.

- Uma vez que a deposição por PTA da liga de Cobalto *Stellite #6* sobre Ferro Fundido GGG40 indicou excelente dureza e resistência ao desgaste poderão ser realizados estudos da deposição destes em condições críticas sujeitas a desgaste abrasivo.

## REFERÊNCIAS

- ABIOYE, T.E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 217, p. 232-240, 2015.
- ANTOSZCZYSZYN, T. J., PAES, R. M. G., D'OLIVEIRA, A. S. C. M., SCHEID, A. Impact of dilution on the Microstructure and Properties of Ni-based 625 Alloy Coatings. **Soldagem & Inspeção**, v. 02, p.134-144, 2014.
- ASPHAHINI, A. I. Corrosion of Cobalt-base Alloys. In: **ASM Handbook – Corrosion**, 5.ed., v. 13, p. 658-667, 1987.
- BERNS, H. Microstructural Properties of wear-resistant alloys. **Wear**, v. 181-183, p. 271-279, 1995.
- BLAU, P.J.; YAO, M.; QU, J.; WU, J. **Use of multiple criteria to map the high temperature scuffing behavior of Co-based superalloys**, v.267, p. 374-379, 2009.
- BOHATCH, R. G.; ATHAYDE, J.N.; SIQUEIRA, J.C.M.; D'OLIVEIRA, A.S.C..M.; SCHEID, A. Influence of Processing on the Microstructure and Properties of CoCrMoSi Alloy PTA Coatings. **Soldagem & Inspeção**, v.20, p.219-227, 2015.
- BOHATCH, R. G. **Microestrutura e Propriedades de Revestimentos de Liga CoCrMoSi (Tribaloy T400) Obtidos Por Plasma Com Arco Transferido**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Paraná. Paraná, 2014.
- CALLISTER, W.D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução**. 5. ed, p.20-25. Rio de Janeiro: LTC, 2002.
- ÇETINARSLAN, C. S.; GENÇ, S. K. Study in the variation of mechanical properties of nodular cast iron depending upon section thickness. **Material wisseenschaft und Werkstofftechnik**, v.45, n. 2, 2014.
- CROOK, P. Cobalt and Cobalt Alloys. In: **ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. 10. ed. ASM Metals Park. p. 1404-1407. v.2. 1992.
- DEUIS, R.L., YELLUP, J.M., SUBRAMANIAN, C. Metal Matrix Composite Coating by PTA Surface. **Composites Science and Tecnology**, p.299-309, 1997.
- DÍAZ, V. M. V. **Inovação do Equipamento e Avaliação do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) para Soldagem Fora de Posição**. 198 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.
- FAUCHAIS, P.; VARDELLE, A. Thermal Plasmas. **IEEE Transactions on Plasma Science**, v.25, n.6, Dez. 1997.
- GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG, X. Superalloys – Alloying and Performance. **ASM Materials Park**, p.3-25, 2010.

GOMIDE, R. Operações Unitárias. **Operações com Sistemas Sólidos Granulares**, Ed. do Autor, 1980. v.1.

GONÇALVES, R. H.; DUTRA, J., C. PTA-P Process - A Literature Review as Basis for Innovations. Part 1 of 2: Constructive Elements. **Soldagem & Inspeção**, v.17, p.76-85, 2013.

GÜLICH, J. F. Centrifugal Pumps. **Springer Science & Business Media**. 2. Ed. [s.l]: Springer, 2010.

HARRIS, I. D. Plasma Arc Welding. In: **ASM Handbook** – Welding, Brazing and Soldering, 10. ed. ASM Metals Park, p. 195-199. v. 6. 1993.

HALLÉN, H.; LUGSCHEIDER, E.; MEKIDECHE, A.A. Plasma Transferred Arc Surfacing with high deposition rates. **Proceedings oh the Fourth National Thermal Spray Conference**, USA, p. 537-539, 1991.

HOU, Q. Y., HUANG, Z. Y., SHI, N., GAO, J. S. Effects of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based hardfacing alloys investigated using Rietveld method. **Journal of Materials Processing Technology**, v.209, p.2767–2772, 2009.

HUANG, X.; WANG R.; XU, L.; LUO, H.; YIN, X. **Applications of PTA Powder Welding in Petroleum Chemical Industry**. Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, p.1013-1017. Nice, 1998.

JONG-CHOUL SHIN; JUNG-MAN DOH; JIN-KOOK YOON; DOK-YOL LEE; JAE-SOO KIM. Effect of molybdenum on the microstructure and wear resistance of cobalt-base Stellite hardfacing alloys. **Surface and Coatings Technology**, v. 166, p.117–126, 2003.

KLARSTROM, D. CROOK, P.; WU, J.. Metallography and Microstructures of Cobalt and Cobalt Alloys, Metallography and Microstructure. **ASM Handbook**, v. 9, p. 762–774, 2004.

MARCONI, M. I. **Riporti Duricon Poveri Saldate conll processo P.T.A**. Disponível em: [www.plasmateam.com](http://www.plasmateam.com). Acesso em: 20 mar. 2016. p.320, 2002.

PAES, R. M. G.; SCHEID, A. Effect of Deposition Current on Microstructure and Properties of CoCrWC Alloy PTA Coatings. **Soldag. Insp**, São Paulo, v. 19, n. 03, p.247-254, 2014.

PHILLIP, T. V.; MCCAFFREY, T. J. Ultrahigh-Strength Steels. In: ASM Handbook – Properties and selection iron, 10.ed. **ASM Metals Park**, v.1. p. 1119-1146, 1990.

REED, ROGER C. **The Superalloys Fundamentals and Applications**. Cambridge University, England, p. 2-52, 2006.

SCHEID, A.; SCHREINER, W. H.; D'OLIVEIRA A. S. C. M. Effect of temperature on the reactivity between a CoCrMoSi alloy and 55 wt% AlZn baths. **Corrosion Science**, v.55, p.363-367, 2012.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Effect of processing on microstructure and properties of CoCrMoSi alloy. **Materials Research**, v.16, n.6, p. 1325-1330, 2013.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Effect of Temperature and Reactivity of Molten 55Al-Zn alloy on Co based alloy coatings. **Materials Science and Technology**, v. 26 p. 1487-1493, 2010.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Effect of Temperature and Reactivity of Molten 55Al-Zn alloy on Co based alloy coatings. **Materials Science and Technology**, v. 26, p. 1487-1493, 2010.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. Analysis of PTA hardfacing with CoCrWC and CoCrMoSi alloys. **Soldagem e Inspeção**, vl. 18, p. 322-328, 2013.

SCHEID, A.; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. Influence of Aluminum on the microstructure of Co based alloy coatings. **International Heat Treatment and Surface Engineering**, v. 5, p. 83-87, 2011.

SCHEID, A. **Desenvolvimento da metodologia de avaliação mecânico-metalúrgica de revestimentos superficiais**. Relatório de Pesquisa CNPq. Porto Alegre, Abril, 2016.

SHANMUGAM, R. MURUGAN, N. **Effect of gas tungsten arc welding process variables on dilution and bead geometry of Stellite #6 hardfaced valve seat rings**. **PSNA**. College of Engineering and Technology, India, 2006.

SILVA, R. H.; DUTRA, J. C. **Processo PTA-P – Uma Revisão da Literatura como Base para Inovações**. Florianópolis: Departamento de Engenharia Mecânica UFSC, Brasil, 2012.

SIMS, C.T.; STOLOFF, N.S.; HAGEL, W.C. Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. **John Wiley & Sons**, 2.ed. New York: J. Wiley, p.135-163, 1987.

SULLIVAN, C. P.; DONACHIE JR, M. J.; MORRAL, F. R. Cobalt based superalloys. **Centre D'information du cobalt**, Belgica, 1970.

SUN, Z.; HUANG, Z.H. Micro-PTA Powder Cladding on a Hot Work Tool Steel. **Int. J. of Materials and Product Technology**, v.13, ns. 3-6, p.146-154, 1998.

TOYSERKANI, E.; Khajepour, A.; Corbin, S. **Laser Cladding**. CRC Press, 2005.

VERGARA, V. D., DUTRA, J. C., D'OLIVEIRA, A. S. C. Deposição por Plasma com Arco Transferido. **Soldagem Insp**, São Paulo, v. 15, n. 1, p.041-051, jan/mar 2010.

WAHL, W.; KRAUSKOPF, F. Plasma-arc Powder Surfacing of Ferrous Materials. **Welding and Cutting**, n. 2, p. 15-16. Düsseldorf, fev., 1993.

ZIEDAS, S.; TATINI, I. **Soldagem**. São Paulo: SENAI. (Coleção tecnologia SENAI). 1987.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. North Holland: **Ed. Elsevier**, 1987.